

Werkstoffgesetze einer AlSi-Gusslegierung unter Hochtemperaturbeanspruchung in Abhängigkeit des Werkstoffzustandes

Vom Fachbereich Maschinenbau
an der Technischen Universität Darmstadt
zur
Erlangung des Grades eines Doktor-Ingenieurs (Dr.-Ing.)
genehmigte

D i s s e r t a t i o n

vorgelegt von

Dipl.-Ing. Stefan Michelfeit

aus Wertheim am Main

Berichterstatlerin:	Prof. Dr.-Ing. C. Berger
Mitberichterstatlerin:	Prof. Dr.-Ing. M. Bartsch
Mitberichterstatter:	Prof. Dr.-Ing. M. Oechsner

Tag der Einreichung:	30.01.2012
Tag der mündlichen Prüfung:	15.05.2012

Darmstadt 2012

D17

Vorwort und Danksagung

Die vorliegende Arbeit entstand im Rahmen meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter am Institut für Werkstoffkunde der Technischen Universität Darmstadt.

Frau Prof. Dr.-Ing. Christina Berger, der ehem. Leiterin des Instituts für Werkstoffkunde und der Staatlichen Materialprüfungsanstalt, möchte ich für die Möglichkeit der Durchführung dieser Forschungsarbeit und ihre wohlwollende Förderung herzlich danken.

Herrn Prof. Dr.-Ing. Matthias Oechsner danke ich recht herzlich für die Mitberichterstattung dieser Arbeit.

Großer Dank gilt auch Frau Prof. Dr.-Ing. Marion Bartsch vom Institut für Werkstoffe der Ruhr-Universität Bochum, die für zahlreiche Anregungen bei den metallographischen Untersuchungen im gemeinsamen BMBF-Verbundvorhaben OPTIMAT sorgte und die Mitberichterstattung für diese Arbeit übernahm.

Herrn Dr.-Ing. Alfred Scholz, Leiter des Kompetenzbereichs Hochtemperaturwerkstoffe des Instituts für Werkstoffkunde, möchte ich für seine zahlreichen wertvollen und kompetenten Anregungen und seine Unterstützung, die wesentlich zum Gelingen dieser Arbeit beigetragen haben, besonders danken.

Von Herzen danken möchte ich meinen Kolleginnen und Kollegen, insbesondere Herrn Dr.-Ing. P. Wang und Herrn Dr.-Ing. M. Lyschik, für ihren Beitrag zum Gelingen dieser Arbeit sowie den von mir betreuten Studenten und Hilfsassistenten für die Mitarbeit bei wissenschaftlichen Auswertungen. Mein Dank gilt auch den Mitarbeitern des Kompetenzfelds Metalle des IfW für die Anfertigung metallographischer Aufnahmen.

Dem Bundesministerium für Bildung und Forschung (BMBF) und dem Projektträger Jülich (PTJ) wird für die finanzielle Förderung des dieser Arbeit zu Grunde liegenden Forschungsprojekts gedankt.

Weiterhin danke ich den Mitgliedern des projektbegleitenden Arbeitskreises OPTIMAT für die wertvollen Hinweise aus der Praxis. Dazu zählen besonders Frau Prof. Dr.-Ing. Marion Bartsch und Dipl.-Phys. Liudmila Chernova (DLR Köln), Prof. Dr.-Ing. Axel Schumacher und Dipl.-Ing. Khaled Hakim (HAW Hamburg), Dr.-Ing. Alexander Wagner (Nemak Wernigerode) und Prof. Dr.-Ing. habil. Carsten Könke und Dipl.-Ing. Ingmar Stade (Bauhaus Universität Weimar). Der Firma Nemak sei für die Bereitstellung des Versuchswerkstoffes gedankt.

Den größten Dank spreche ich meinen Eltern und meiner geliebten Verlobten aus, die mir zu jeder Zeit die bestmögliche Unterstützung geboten haben.

Hiermit versichere ich an Eides statt, dass ich die vorliegende Arbeit selbstständig und nur mit den angegebenen Hilfen durchgeführt habe.

Darmstadt, Januar 2012

Inhaltsverzeichnis

Inhaltsverzeichnis	I
Symbolverzeichnis	III
Abkürzungsverzeichnis	IX
1 Einleitung	1
2 Problemstellung/Ziel	4
3 Stand der Technik.....	6
3.1 Der Zylinderkopf	6
3.2 Aluminium-Legierungen	8
3.3 Eigenschaften von Aluminium-Silizium-Gusslegierungen (AlSi7Mg)	9
3.3.1 Legierungselemente.....	10
3.3.2 Gefügemorphologie und Erstarrung.....	12
3.3.3 Wärmebehandlung	18
3.3.4 Ausscheidungsvorgänge.....	19
3.3.5 Mechanische Kennwerte	21
3.4 Werkstoffverhalten/ -beschreibung.....	26
3.4.1 Phänomenologische Werkstoffbeschreibung	27
3.4.2 Konstitutive Werkstoffbeschreibung	36
3.5 Versuchsplanung (Design of Experiments, DoE)	45
3.5.1 Klassische Versuchsplanung.....	46
3.5.2 Space-Filling Versuchspläne	46
3.5.3 Auswertungsmethoden	48
4 Versuchswerkstoff und Versuchsdurchführung.....	51
4.1 Versuchswerkstoff.....	51
4.2 Versuchsprogramm.....	52
4.3 Versuchstechnik.....	54
5 Gefügecharakterisierung	58
5.1 Mikrostruktur	58
5.1.1 Sekundärdendritenarmabstand (sDAS)	58
5.1.2 Phasenbestimmung.....	60
5.1.3 Mikroporosität	63

5.1.4	Eutektikum	65
6	Experimentelle Bestimmung des Werkstoffverhaltens	68
6.1	Homogenitätsuntersuchung	68
6.2	Quasistatisches Kurzzeitverhalten	70
6.2.1	Validierung der Response Surface	76
6.2.2	Einfluss der Versuchsanzahl auf die Stabilität der Response Surface	78
6.2.3	Einfluss der T6-Wärmebehandlung und der Auslagerung (500 h)	81
6.3	Kriechverhalten.....	82
6.4	Ermüdungsverhalten.....	93
6.4.1	Schädigungsmechanismen unter Wechselbeanspruchung	99
7	Konstitutive Materialmodellierung	106
7.1	Konstitutive Materialbeschreibung.....	106
7.2	Parameteridentifizierung	106
7.3	Nachrechnung der eindimensionalen Experimente	110
7.4	Schädigungsquantifizierung der eindimensionalen Experimente	113
7.4.1	Schädigungsquantifizierung bei zyklischer, zeitabhängiger Beanspruchung	113
7.4.2	Schädigungsquantifizierung bei statischer, zeitabhängiger Kriechbelastung	116
7.5	Nachrechnung eines betriebsähnlichen Bauteils.....	117
7.6	Nachrechnung von betriebsähnlichen Beanspruchungen	119
8	Virtuelle Bauteilentwicklung	122
8.1	Virtuelle Bauteilentwicklung am Beispiel des Zylinderkopfes.....	122
8.2	Virtuelle Bauteilentwicklung am Beispiel bauteilnaher Proben	124
9	Schlussfolgerung.....	130
10	Zusammenfassung	133
	Bilderverzeichnis.....	137
	Tabellenverzeichnis.....	145
	Literaturverzeichnis	147
Anhang A	Tabellen und Bilder	157
Anhang B	Studien- und Diplomarbeiten	172

Symbolverzeichnis

Allgemein:

A	[mm ²]	Fläche
B	[μm · K ^C · s ^{-C}]	Konstanten aus Gl. 3.2
C	[-]	Exponent aus Gl. 3.2
d_0	[mm]	Anfangsdurchmesser
$d_{\ddot{a}q}$	[μm]	äquivalenter Partikeldurchmesser
DAS	[μm]	Dendritenarmabstand
E	[MPa]	Elastizitätsmodul (E-Modul)
I	[%]	Inhomogenitäten
I_B	[%]	Bauteilinhomogenität
I_C	[%]	Chargeninhomogenität
l	[μm]	Dendritenstammlänge
L	[mm]	Länge
Δl	[mm]	Verlängerung
l_0	[mm]	Anfangslänge
l_{\max}	[μm]	maximale Partikellänge
n_D	[-]	Anzahl der Dendritenarme
n_{IMP}	[-]	Anzahl der intermetallischen Phasen
$n_{IMP,B}$	[-]	Anzahl der intermetallischen Phasen im Bruchpfad
P	[%]	Porositätsgrad
R_D	[μm]	Dendritenspitzenradius
R_m	[MPa]	Festigkeit
R_M	[MPa]	Festigkeitsgröße eines Materials
T	[K]	Temperatur
T	[°C]	Temperatur in Gl. 6.2, in allen Diagrammen/ Experimenten
\dot{T}	[K · s ⁻¹]	Abkühlgeschwindigkeit
T_s	[K]	Schmelztemperatur
$T_{\ddot{U}}$	[K]	Übergangstemperatur
V	[-]	Mikroskopvergrößerung
α	[K ⁻¹]	Wärmeausdehnungskoeffizient
ρ	[g · cm ⁻³]	Dichte
σ	[-]	Standardabweichung
σ_{el}	[m · Ω ⁻¹ · mm ⁻²]	elektrische Leitfähigkeit
λ	[W · m ⁻¹ · K ⁻¹]	Wärmeleitfähigkeit
λ_1	[μm]	Primärdendritenarmabstand
λ_2	[μm]	Sekundärdendritenarmabstand
ν	[-]	Querkontraktionszahl
μ	[-]	Mittelwert

Statistische Versuchsplanung:

L	[-]	Fehlerquadratsumme
n	[-]	Stützstellenanzahl (der Versuchsplanung)
R^2	[-]	Regressionsparameter, Bestimmtheitsmaß
R^2_{press}	[-]	Stabilitätsmaß der Cross-Validation
$SB_{95\%}$	[-]	95 %-Streubandgrenze
x, x_i	[-]	Eingangsparameter, Einflussfaktoren
\bar{Y}	[-]	Mittelwert der Zielgrößen, Messwerte, Versuchsergebnisse
y, y_i	[-]	Zielgrößen, Messwerte, Versuchsergebnisse
y'_i	[-]	Werte der Approximationsfunktion/ Regressionsfunktion
$y_{pred,i}$	[-]	Vorhergesagte Werte der Response Surface aus der Cross-Validation
β_i	[-]	Modellparameter
ε_i	[-]	Störgrößen
σ	[-]	Standardabweichung

Künstliche Neuronale Netze:

P_i	[-]	Parameterkombination
P_{id}	[-]	identifizierter Parametervektor
s	[-]	Schwellenwert der Aktivierungsfunktion
w_{ij}	[-]	Wichtungen der Neuronen
x_i	[-]	Ausgangsgrößen (Parametervektor)
y_i	[-]	Eingangsgrößen (Musterwerte)

Phänomenologische Werkstoffgesetze:

A_5	[%]	Bruchdehnung
A_u	[%]	Zeitbruchdehnung
a_1	[°C ⁻¹]	Polynomkonstante aus Gl. 6.2
a_2	[°C ⁻²]	Polynomkonstante aus Gl. 6.2
ab	[°C ⁻¹ · μm ⁻¹]	Polynomkonstante aus Gl. 6.2
b	[-]	Exponent aus Gl. 3.20
b_1	[μm ⁻¹]	Polynomkonstante aus Gl. 6.2
b_2	[μm ⁻²]	Polynomkonstante aus Gl. 6.2
c	[-]	Polynomkonstante aus Gl. 6.2
c	[-]	Exponent der aus Gl. 3.21
C	[-]	Konstante der aus Gl. 3.17
D	[-]	Schädigung
D_1	[-]	Parameter aus Gl. 3.12
D_{krit}	[-]	kritische Schädigung
E	[MPa]	Elastizitätsmodul (E-Modul)
F	[N]	Kraft
f	[-]	Exponent aus Gl. 3.11
G	[MPa]	Schubmodul

$H(t)$	[-]	aufklingende Zeitfunktion
K_1	[% · h ⁻¹ · MPa ⁻ⁿ]	Konstante aus Gl. 3.7
K_2	[% · MPa ⁻ⁿ · h ^{-m}]	Konstante aus Gl. 3.8 und 3.9
K_3	[%]	Konstante aus Gl. 3.11
K_4	[% ^{m_{MG}} · h ^{1-m_{MG}}]	Konstante aus Gl. 3.13
K_5	[% · h ⁻¹]	Konstante aus Gl. 3.15
K_6	[-]	Konstante aus Gl. 3.16
K_7	[-]	Konstante aus Gl. 3.16
K_I	[% · h ^{-1/3}]	Konstante aus Gl. 3.10
K_{II}	[% · h ⁻¹]	Konstante aus Gl. 3.10
K_{III}	[% · h ⁻³]	Konstante aus Gl. 3.10
K'	[MPa]	Konstante aus Gl. 3.19
K_t	[-]	Kerbfaktor
m	[-]	Zeitexponent
m_{MG}	[-]	Monkman-Grant-Konstante aus Gl. 3.13 und 3.14
n	[-]	Norton'scher Spannungsexponent
n'	[-]	Verfestigungsexponent aus Gl. 3.19
N	[-]	Lastwechselzahl
N/N_A	[-]	normierte Lastwechselzahl
N_A	[-]	Anrisswechselzahl
N_A^*	[-]	berechnete Anrisswechselzahl
N_{A5}	[-]	Anrisswechselzahl bis zum Erreichen des 5 %-Lastabfallkriteriums
N_B	[-]	Bruchlastwechselzahl
$P(t, T)$	[-]	Zeit-Temperatur-Parameter
P_{LM}	[-]	Zeit-Temperatur-Parameter nach Larson-Miller
Q_C	[kJ · kg ⁻¹]	Kriechaktivierungsenergie
R	[kJ · kg ⁻¹ · K ⁻¹]	allgemeine Gaskonstante
R	[-]	Spannungsverhältnis
R_m	[MPa]	Zugfestigkeit
$R_{p0,2}$	[MPa]	0,2 %-Dehngrenze
$R_{p0,2T}$	[MPa]	0,2 %-Dehngrenze bei Temperatur
$R_{p0,5}$	[MPa]	0,5 %-Dehngrenze
R_{p1}	[MPa]	1 %-Dehngrenze
$R_{pxt/T}$	[MPa]	Zeitdehngrenze
$R_{ut/T}$	[MPa]	Zeitstandfestigkeit
t_{12}	[h]	Übergangszeit zwischen primärem und sekundärem Kriechbereich
t_{23}	[h]	Übergangszeit zwischen sekundärem und tertiärem Kriechbereich
t	[h]	Beanspruchungsdauer, Zeit
T	[K]	Temperatur
$T_{äq}$	[°C]	äquivalente Temperatur
T_{max}	[°C]	Maximaltemperatur
T_{min}	[°C]	Minimaltemperatur
T_s	[K]	Schmelztemperatur

t_h	[s]	Haltezeit
t_u	[h]	Zeitstandbruchzeit
$t_{p0,2}$	[h]	0,2 %-Zeitdehngrenze
$t_{p0,5}$	[h]	0,5 %-Zeitdehngrenze
t_{p1}	[h]	1 %-Zeitdehngrenze
$T_{\dot{U}}$	[K]	Übergangstemperatur
u	[-]	Exponent aus Gl. 3.12
Z	[%]	Brucheinschnürung
Z_u	[%]	Zeitbrucheinschnürung
$\Delta\varepsilon$	[%]	Dehnungsschwingbreite
$\Delta\varepsilon_e$	[%]	elastischer Anteil der Dehnschwingbreite
$\Delta\varepsilon_p$	[%]	plastischer Anteil der Dehnschwingbreite
$\Delta\varepsilon/2$	[%]	halbe Dehnschwingbreite
ε_0	[%]	Anfangsdehnung
ε	[%]	Dehnung
ε_a	[%]	Dehnungsamplitude
$\varepsilon_{a,e}$	[%]	elastischer Anteil der Dehnungsamplitude
$\varepsilon_{a,p}$	[%]	plastischer Anteil der Dehnungsamplitude
$\varepsilon_{a,t}$	[%]	totale Dehnungsamplitude
ε_e	[%]	elastische Dehnung
ε_f	[%]	Kriechdehnung
$\dot{\varepsilon}_f$	[%·h ⁻¹]	Kriechgeschwindigkeit
ε_f	[-]	zyklischer Duktilitätskoeffizient Gl. 3.21
$\varepsilon_{f1,max}$	[%]	maximaler Kriechdehnungsbetrag im Primärbereich
$\dot{\varepsilon}_{f,min}$	[%·h ⁻¹]	minimale Kriechgeschwindigkeit
ε_i	[%]	inelastische (plastische) Dehnung
ε_k	[%]	anelastische Rückdehnung
ε_m	[%]	Mitteldehnung
ε_{me}	[%]	mechanische Dehnung
ε_o	[%]	Oberdehnung
ε_p	[%]	plastische Dehnung
ε_{per}	[%]	permanente Dehnung
$\dot{\varepsilon}_r$	[%·min ⁻¹]	Rampendehngeschwindigkeit
ε_t	[%]	Gesamtdehnung
ε_{th}	[%]	thermische Dehnung
ε_u	[%]	Unterdehnung
ε_w	[%]	wahre Dehnung
$\dot{\varepsilon}_w$	[%·h ⁻¹]	wahre Dehngeschwindigkeit
$\Delta\sigma/2$	[MPa]	halbe Spannungsschwingbreite
$\Delta\sigma_i$	[MPa]	Spannungsabfall
$\Delta\sigma$	[MPa]	Spannungsschwingbreite
$\delta\sigma_B$	[MPa]	Spannungsänderung auf von Ver-/Entfestigungsvorgängen
$\delta\sigma_D$	[MPa]	Spannungsänderung auf von Schädigungsvorgängen

$\delta\sigma_{N_A}$	[MPa]	Spannungsänderung bis zum Anriss der Probe
σ	[MPa]	Spannung
σ_0	[MPa]	Kriechspannung
$\bar{\sigma}$	[-]	normierte Spannung bezogen auf $R_{p0,2T}$
σ_a	[MPa]	Spannungsamplitude
σ'_f	[MPa]	Schwingfestigkeitskoeffizient aus Gl. 3.20
σ_m	[MPa]	Mittelspannung
σ_{\max}	[MPa]	Maximalspannung
σ_{\min}	[MPa]	Minimalspannung
σ_{mises}	[MPa]	von Mises-Vergleichsspannung
$\sigma_{N=1}^*$	[MPa]	linear extrapolierte Spannung bei $N = 1$
σ_o	[MPa]	Oberspannung
σ_u	[MPa]	Unterspannung
τ	[MPa]	Schubspannung

Konstitutive Werkstoffgesetze:

1	[-]	Einheitstensor, 2. Stufe
a	[MPa ^{-d}]	Viskositätsparameter aus Gl. 3.38
A_A	[-]	Parameter der isotropen Ermüdungsschädigung
A_t	[MPa · s ^{1/k_t}]	Parameter der isotropen Kriechschädigung
a_t	[-]	Mehrachsigkeitsparameter
b	[-]	Parameter der kinematischen Verfestigung
$B(s)$	[-]	Funktion zur Beschreibung der zyklischen Ver- und Entfestigung
B_1	[-]	Parameter zur Beschreibung der zyklischen Ver- und Entfestigung
B_2	[-]	Parameter zur Beschreibung der zyklischen Ver- und Entfestigung
c	[MPa]	Parameter der kinematischen Verfestigung
C	[MPa]	Elastizitätstensor 4. Stufe
d	[-]	Viskositätsparameter aus Gl. 3.38
D	[-]	isotrope Schädigungsgröße
\dot{D}	[s ⁻¹]	isotrope Schädigungsrate
\dot{D}_A	[s ⁻¹]	isotrope Ermüdungsschädigungsrate
D_d	[W · m ⁻³]	Dissipationsleistung
\dot{D}_t	[s ⁻¹]	isotrope Kriechschädigungsrate
E	[MPa]	Elastizitätsmodul (E-Modul)
E	[-]	linearisierter Dehnungstensor
E_e	[-]	elastischer Anteil des Dehnungstensors
E_p	[-]	plastischer Anteil des Dehnungstensors
$\dot{\mathbf{E}}_p$	[s ⁻¹]	Änderungsrate des plastischen Dehnungstensors
f	[MPa]	Vergleichsspannung nach Mises
F	[MPa]	viskose Überspannung
g	[-]	Verknüpfungsgröße zwischen Fließfunktion und Vergleichsspannung
I	[-]	Einheitstensor, 4. Stufe
k_0	[MPa]	Materialwiderstand gegen plastische Verformung

k_t	[-]	Parameter der isotropen Kriechschädigung
m	[-]	Viskositätsparameter aus Gl. 3.36
m_1	[-]	Viskositätsparameter aus Gl. 3.37
m_2	[-]	Viskositätsparameter aus Gl. 3.37
n	[-]	Parameter der Funktion g bei verallgemeinerter Energieäquivalenz
p	[MPa ^{-w+1} · s ⁻¹]	Parameter der kinematischen Verfestigung
r	[-]	isotrope Verfestigung, Dehnungsgröße
\dot{r}	[s ⁻¹]	Geschwind. der isotropen Verfestigung, Dehnungsgröße
R	[MPa]	isotrope Verfestigung, Spannungsgröße
r_0	[-]	Parameter der isotropen Verfestigung
r_t	[-]	Parameter der isotropen Kriechschädigung
R_v	[-]	Erhöhungsfunktion infolge Triaxialität
s	[-]	plastische Bogenlänge
\dot{s}	[s ⁻¹]	Änderungsrate der plastischen Bogenlänge
\mathbf{T}	[MPa]	Cauchy'scher Spannungstensor
t_u	[s]	Bruchzeit im Schädigungsansatz nach Rabotnov
w	[-]	Parameter der kinematischen Verfestigung
\mathbf{Y}	[-]	kinematischer Verfestigungstensor, Dehnungsgröße
$\dot{\mathbf{Y}}$	[s ⁻¹]	Änderungsrate des kinem. Verfestigungstensors, Dehnungsgröße
Y^*	[MPa]	Dehnungsenergiefreisetzungsrate
β	[-]	Parameter der isotropen Verfestigung
γ	[MPa]	Parameter der isotropen Verfestigung
ψ	[J · kg ⁻¹]	freie Energiefunktion
$\psi_e(\mathbf{E}_e)$	[J · kg ⁻¹]	elastischer Anteil der freien Energiefunktion
$\psi_p(\mathbf{Y}, r)$	[J · kg ⁻¹]	plastischer Anteil der freien Energiefunktion
$\psi_p^{kin}(\mathbf{Y})$	[J · kg ⁻¹]	kinematischer Anteil der freien Energiefunktion
$\psi_p^{is}(r)$	[J · kg ⁻¹]	isotroper Anteil der freien Energiefunktion
ε	[-]	Dehnung
ρ	[kg · m ⁻³]	Dichte
ϖ	[-]	Parameter der isotropen Verfestigung
π	[MPa ^{-$\varpi+1$} · s ⁻¹]	Parameter der isotropen Verfestigung
σ^*	[MPa]	treibende Kraft der Schädigungsentwicklung, Spannungswert
σ	[MPa]	Spannung
η	[s · MPa ^m]	Viskositätsparameter aus Gl. 3.36
η_1	[s · MPa ^{m₁}]	Viskositätsparameter aus Gl. 3.37
η_2	[s · MPa ^{m₂}]	Viskositätsparameter aus Gl. 3.37
λ, μ	[-]	Lame'sche Konstanten
ξ	[MPa]	kinematischer Verfestigungstensor, Spannungsgröße
ν	[-]	Querkontraktionszahl
\sim	[-]	Größen des fiktiven Materials nach der Energieäquivalenz

Abkürzungsverzeichnis

BR	<u>B</u> renn <u>r</u> aum (des <u>Z</u> ylinder <u>k</u> opfes)
BUW	<u>B</u> auhaus- <u>U</u> niversität <u>W</u> eimar
CT	<u>C</u> omput <u>e</u> rt <u>o</u> mog <u>r</u> aphie
DAS	<u>D</u> endriten <u>a</u> rm <u>a</u> b <u>s</u> t <u>a</u> nd
DLR	<u>D</u> eutsches Zentrum für <u>L</u> uft- und <u>R</u> aumfahrt
DoE	<u>D</u> esign of <u>E</u> xperiments (statistische Versuchsplanung)
EBSD	<u>E</u> lectron <u>B</u> ackscat <u>t</u> er <u>D</u> iffraction
EDX	<u>E</u> nergy <u>d</u> ispersiv <u>e</u> <u>X</u> -ray spectroscopy (energiedispersive Röntgenspektroskopie)
FE	<u>F</u> inite- <u>E</u> lemente-Methode
GP	<u>G</u> uinier- <u>P</u> reston
HAW	<u>H</u> ochschule für <u>A</u> ngewandte <u>W</u> issenschaften Hamburg
HCF	<u>H</u> igh <u>C</u> ycle <u>F</u> atigue (hochzyklische Ermüdung)
HIP	<u>H</u> eißisostatisches <u>P</u> ressen
HÖB	<u>H</u> auptö <u>l</u> bo <u>h</u> rung (des <u>Z</u> ylinder <u>k</u> opfes)
IfW	<u>I</u> nstitut für <u>W</u> erkstoffkunde der Technischen Universität Darmstadt
IMP	<u>I</u> nter <u>m</u> etallische <u>P</u> hasen
kfz	<u>K</u> ubisch <u>f</u> lächen <u>z</u> entriertes Metallgitter
KNN	<u>K</u> ünstliche <u>N</u> euronale <u>N</u> etze
LCF	<u>L</u> ow <u>C</u> ycle <u>F</u> atigue (niederzyklische Ermüdung)
LH	<u>L</u> atin <u>H</u> ypercube (Versuchsplanungsmethode)
LS	<u>L</u> agerstuhl (des <u>Z</u> ylinder <u>k</u> opfes)
ÖR	<u>Ö</u> l <u>r</u> ück <u>l</u> auf (des <u>Z</u> ylinder <u>k</u> opfes)
OSLH	<u>O</u> ptimal <u>S</u> ymmetric <u>L</u> atin <u>H</u> ypercube (Versuchsplanungsmethode)
pDAS	<u>P</u> rimär <u>d</u> endriten <u>a</u> rm <u>a</u> b <u>s</u> t <u>a</u> nd
REM	<u>R</u> asterelektronen <u>m</u> ikroskop
RSM	<u>R</u> esponse <u>S</u> urface <u>M</u> ethode
RT	<u>R</u> aum <u>t</u> emperatur
sDAS	<u>S</u> ekundär <u>d</u> endriten <u>a</u> rm <u>a</u> b <u>s</u> t <u>a</u> nd
TEM	<u>T</u> ransmissionselektronen <u>m</u> ikroskop
Zk	<u>Z</u> ylinder <u>k</u> opf

1 Einleitung

Im Hinblick auf die aktuellen umweltpolitischen Themen sind nachhaltige Entwicklungen in allen technologischen Bereichen unumgänglich. Die Ressourcenknappheit bei gleichzeitig fortschreitender globaler Industrialisierung macht es notwendig, umwelt- und ressourcenschonende Produkte auf den Markt zu bringen. Die Verteilung des CO₂-Ausstoßes in Deutschland zeigt aufgrund der steigenden Mobilität der Bevölkerung, dass 19 % der CO₂-Emissionen dem Verkehr allgemein und davon 10 % dem PKW-Bereich zugeschrieben werden können (**Bild 1.1**) [DeLe2011].

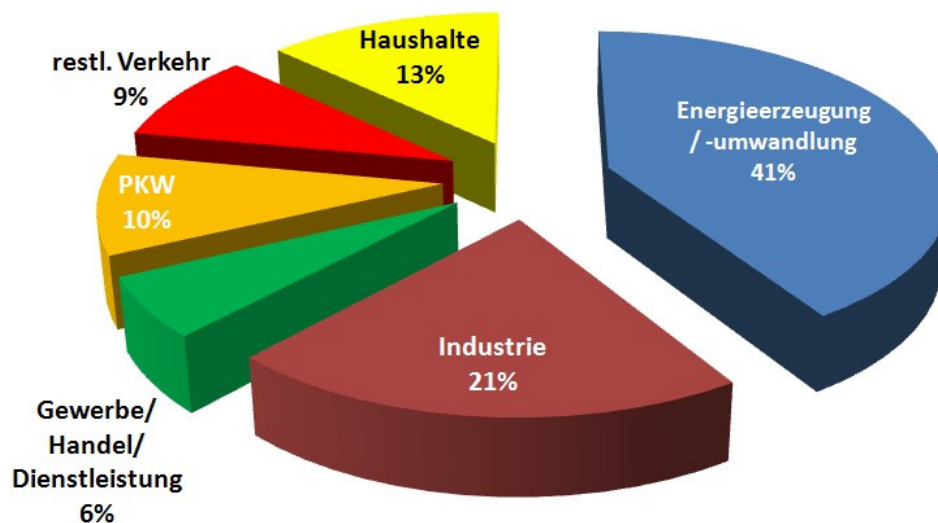


Bild 1.1: Anteil verschiedener Quellen an den CO₂-Emissionen in Deutschland im Jahre 2010 [DeLe2011].

Die Automobilindustrie ist direkt von dieser Thematik betroffen und unterliegt besonders strengen Verbrauchs- und Schadstoffvorgaben. So muss beispielsweise der durchschnittliche CO₂-Ausstoß der Neuwagenflotte von 1998 bis 2012 um 25 % auf 120 g/km gesenkt werden [EuVe2009]. Weiter sind die Partikelemissionen für Neuwagen in den letzten 20 Jahren durch die EU-Emissionsstandards beschränkt worden. Vor diesem Hintergrund ist die Automobilbranche verpflichtet, den Kraftstoffverbrauch zu vermindern. Dazu werden neben der Optimierung der Motorentechnik vor allem Leichtbaukonzepte konsequent umgesetzt. Darin steckt ein enormes Potential hinsichtlich des Kraftstoffverbrauchs, denn 100 kg Gewichtsreduzierung sparen durchschnittlich 0,6 l/100 km ein [KöVe1998]. Für die Entwicklung neuer Motoren bedeutet dies, dass die spezifische Leistung und damit die Bauteiltemperaturen und Verbrennungsdrücke immer weiter steigen bzw. die Komponenten höheren thermischen und mechanischen Belastungen ausgesetzt sind. Dafür werden einerseits die Leichtbauwerkstoffe weiterentwickelt, andererseits aber gleichermaßen die Herstellungsprozesse der Bauteile verbessert, um fehlerreduzierte Produkte zu bekommen.

Bei der Weiterentwicklung der Bauteile existiert ein direkter Zusammenhang zwischen dem Produktions- und Herstellungsprozess, der Mikrostruktur des Bauteils und den daraus resultierenden lokalen Werkstoffeigenschaften. Somit kann das Bauteil und dessen Werkstoffeigenschaften unter dem Einfluss von Design, Herstellungsparametern und Einsatzbedingungen optimiert werden. In diesem Zusammenhang steht der Begriff der „virtuellen Bauteilentwicklung“ für die Vorstellung, die gesamte Prozesskette von der Herstellung bis zur Bewertung des Bauteils unter Betriebsbedingungen einer Simulation zuzuführen. Dies beinhaltet eine modulare Simulation der Werkstoffherstellung (Gieß- und Erstarrungssimulation), der lokalen Werkstoffparameter im Bauteil (strukturmechanische Simulation) und der Lebensdauer im Einsatz (Lebensdauersimulation), wobei die Einzelmodule über eine implementierte Optimierungsschleife verknüpft sind (**Bild 1.2**). Mit der virtuellen Bauteilentwicklung kann der Anspruch von verringerter Entwicklungszeit und –kosten sowie der maximalen Ausnutzung der Werkstoffeigenschaften erzielt werden.

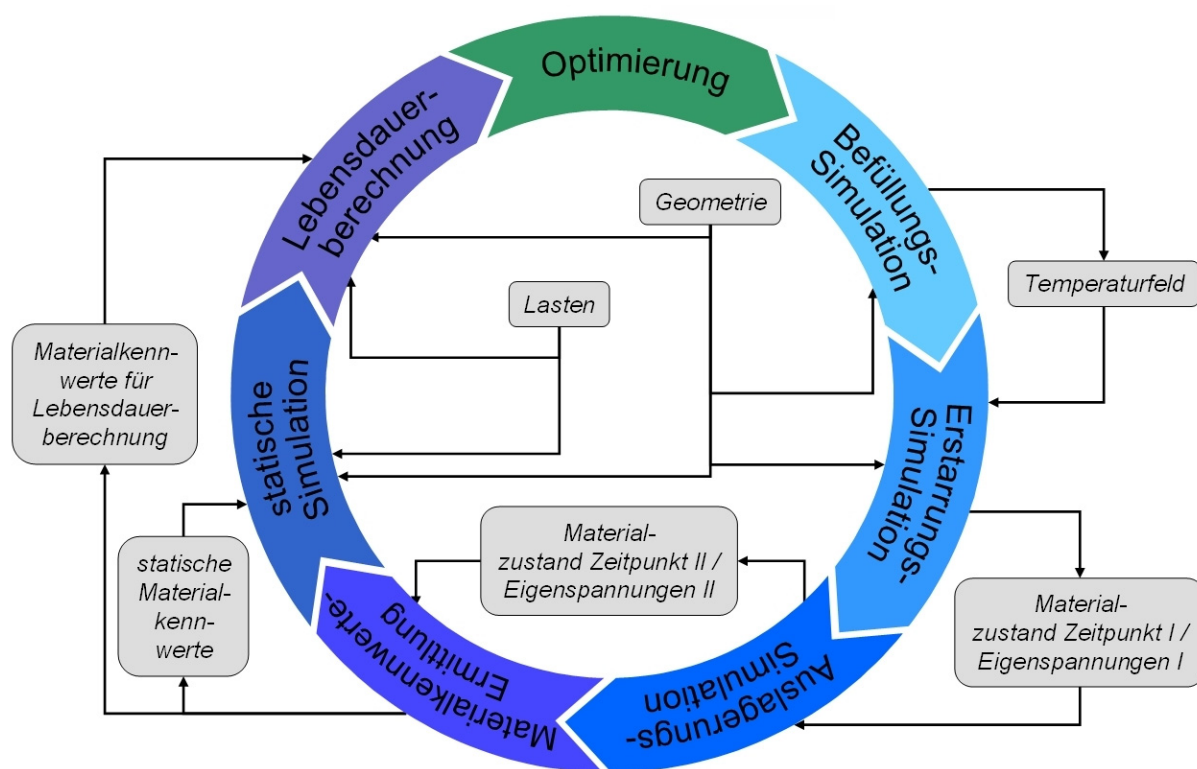


Bild 1.2: Optimierungsschleife der gesamten Prozesskette bestehend aus den einzelnen Modulen für thermisch und mechanisch hoch belastete Bauteile [OeEn2010].

Die einzelnen Simulationsmodule bedürfen jedoch experimenteller Arbeiten, um sie werkstoffspezifisch zu kalibrieren. Dazu zählt beispielsweise die Anpassung der Parameter für die Vorhersage des Gussgefüges bei der Gieß- und Erstarrungssimulation.

Die Verformungs- und Schädigungssimulation setzt passende Werkstoffgesetze entweder in phänomenologischer oder konstitutiver Form voraus. Dementsprechend müssen Daten experimentell ermittelt werden, welche die betriebsnahen werkstoff- und herstellungsspezifischen Eigenschaften abbilden. Dabei sind die Abhängigkeiten der statischen und zyklischen Eigenschaften von Temperatur und Gefügezustand des Bauteils mit seiner vielfach komplexen Geometrie, sowie Ver- und Entfestigungsvorgänge unter mechanischer und thermischer Beanspruchung zu berücksichtigen. Die Herstellung und Optimierung von Bauteilen, die im Hochtemperaturbereich beansprucht werden, erfordert jedoch aufwändige und kostenintensive experimentelle Werkstoff- und Bauteilversuche. Eine Minimierung dieser kosten- und zeitintensiven Experimente wird angestrebt. Mit Hilfe der „Design of Experiments“-Methode (DoE) kann der angemessene Versuchsumfang festgelegt und der Informationsgewinn der durchgeführten Experimente gesteigert werden.

Insgesamt besteht im geschilderten Zusammenhang in dieser Arbeit die Aufgabe, am Beispiel eines Zylinderkopfes eines Hochleistungsmotors aus der T6-wärmebehandelten Aluminium-Silizium-Gusslegierung AlSi7MgCu0,5 einen Beitrag zur Modellierung und Simulation in Wechselwirkung zur Werkstoffherstellung einerseits und zum komplexen Bauteilverhalten mit Betriebsbeanspruchungen andererseits zu liefern. Damit soll ein Modul der Verformungs- und Schädigungsberechnung für die virtuelle Bauteilentwicklung erstellt werden.

Ziel dieser Arbeit ist die rechnerische Beschreibung des Werkstoffverhaltens einer Aluminium-Gusslegierung für thermisch und mechanisch hoch beanspruchte Bauteile unter Berücksichtigung des Herstellungsprozesses und des damit verbundenen Werkstoffzustandes. Das methodische Vorgehen soll am Beispiel eines Zylinderkopfes aus der Serienproduktion eines Hochleistungsmotors für Saug- und Turbomotoren beschrieben werden. Der Zylinderkopf besteht aus der Aluminium-Silizium-Legierung AlSi7MgCu0,5 mit einer Wärmebehandlung vom Typ T6. Aufgrund des Herstellungsprozesses bildet sich ein heterogener Gefügezustand im Zylinderkopf aus, welcher die lokalen Eigenschaften maßgeblich beeinflusst.

Für die Beschreibung des Werkstoffverhaltens soll zunächst eine experimentelle Datenbasis für die bauteilrelevanten thermischen und mechanischen Beanspruchungen generiert werden, die sich aus quasistatischen Kurzzeit-, statischen Kriech- und zyklischen Ermüdungsbelastungen ergeben. Diese Datenbasis soll den vorliegenden Werkstoffzustand berücksichtigen. Dazu zählen die herstellungsbedingten Ungängen sowie die Streuungen der Eigenschaften des Werkstoffes in Abhängigkeit der Bauteilposition. Auf Basis moderner Methoden der Versuchsplanung soll der angemessene Versuchsumfang festgelegt und der Informationsgehalt der durchgeführten Experimente gesteigert werden. Dabei soll die für die Werkstoffqualifizierung häufig verwendete Vorgehensweise, die konventionelle Versuchsplanung, angewendet sowie moderne Methoden auf ihre Eignung überprüft werden. In diesem Zusammenhang geht es darum, den noch zu definierenden Versuchsraum bestmöglich zu charakterisieren. Dadurch wird eine verbesserte Beschreibung der Werkstoffeigenschaften bei gleichbleibendem oder verringertem experimentellem Aufwand erwartet.

Ausgehend von dieser experimentellen Datenbasis soll das Werkstoffverhalten der Zylinderkopflegerung sowohl phänomenologisch als auch konstitutiv beschrieben werden. Dazu werden Werkstoffgesetze zur Beschreibung des Verformungs- und Schädigungsverhaltens unter bauteiltypischer, komplexer Beanspruchung in Anlehnung an die Erfahrungen an Stählen verwendet. Die komplexen Beanspruchungen ergeben sich aus Überlagerung von Kriechen und Ermüden unter isothermer und anisothermer Beanspruchung. Die konstitutive Werkstoffmodellierung soll mit einem geeigneten Materialmodell in dreidimensionaler Formulierung erfolgen. Die Parameteridentifizierung des Materialmodells für den Werkstoff AlSi7MgCu0,5 T6 soll methodisch abgesichert und reproduzierbar durchgeführt werden. Die Charakterisierung der Schädigungsmechanismen anhand von Bauteilexperimenten und von Experimenten, die nach definiertem Lebensdauerverbrauch abgebrochen werden, soll einen wichtigen Beitrag zur Beschreibung der Schädigungsentwicklung liefern.

Schließlich soll die Beschreibung des Werkstoffverhaltens unter Berücksichtigung des herstellungsbedingten Werkstoffzustandes als Modul für die Simulationsrechnungen zur Verfügung gestellt werden. Damit soll die virtuelle Bauteilentwicklung für AlSi-Gusslegierungen verbessert werden, wodurch in Zukunft die Entwicklungszeiten verringert und gleichzeitig die Bauteilqualität erhöht werden sollen.

3.1 Der Zylinderkopf

Der Zylinderkopf (Zk) ist eines der kompliziertesten und höchst beanspruchten Bauteile im Automobil. Er hat eine komplexe Gestalt, die wesentlich durch die Funktionsweise geprägt ist. Die Unterseite des Zylinderkopfes schließt den Brennraum nach oben ab. In diesem Bereich verlaufen die Ein- und Auslasskanäle, die im montierten Zustand durch die entsprechenden Ventile abgedichtet werden. Der Brennraum, die Ladungswechselkanäle und der Zündkerzenenschaft sind von Kühlwasserkanälen umgeben, um die Verbrennungswärme abzuführen. Im Zylinderkopf befinden sich weiterhin die Elemente der Motorsteuerung wie Nockenwellen und deren Lagerung. Diese Teile müssen geschmiert und deshalb von Öl umschlossen werden. Daher wird dieser Bereich als Ölraum bezeichnet. Das Motoröl wird ebenfalls im Kurbelgehäuse zur Schmierung der bewegten Teile verwendet, weshalb drucklose Ölrücklaufkanäle angebracht sind. Nach oben wird der Zylinderkopf durch den Zylinderkopfdeckel abgedichtet [BeSk2011]. Der schematische Aufbau eines Motors (Motorblock und Zylinderkopf) und ein endbearbeiteter Zylinderkopf sind in **Bild 3.1** dargestellt.

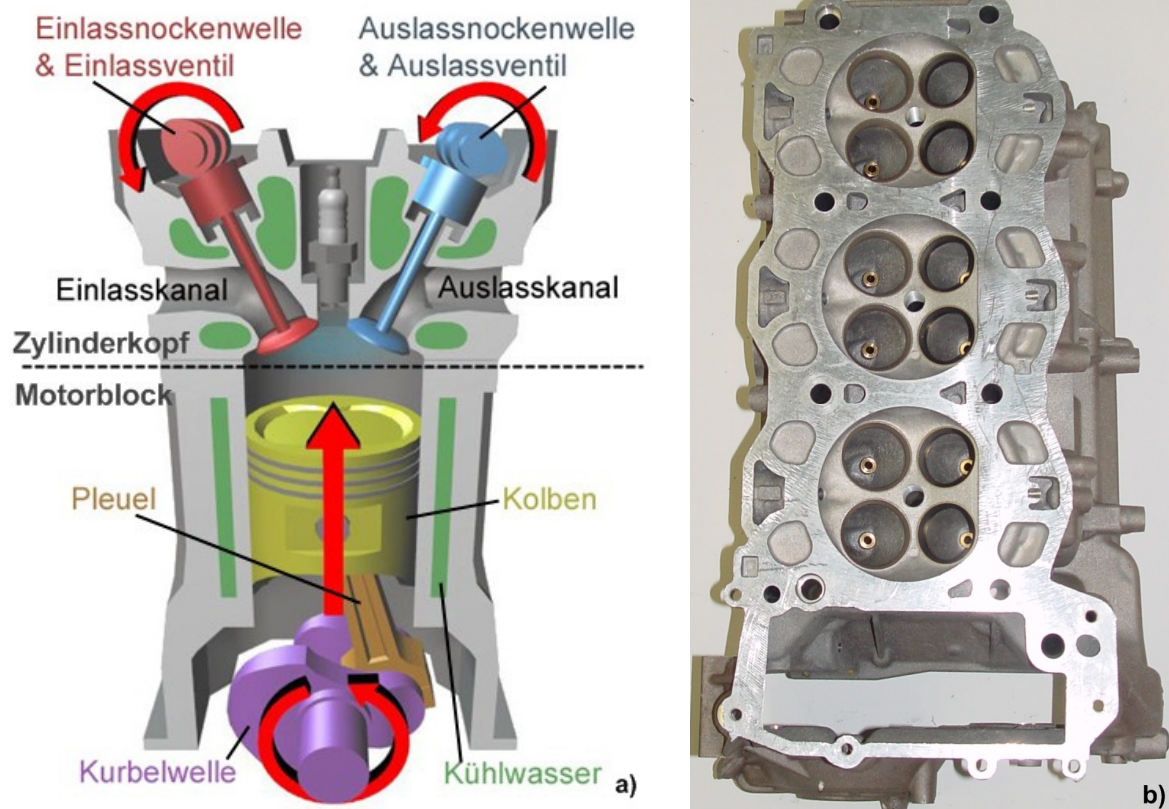


Bild 3.1: Schematische Darstellung eines Motors mit Querschnitt durch den Motorblock und Zylinderkopf (a) [Wiki2011] sowie ein endbearbeiteter Zylinderkopf mit Blick auf die Brennraumseite (b).

Die Beanspruchungen, die auf den Zylinderkopf einwirken, machen ihn zu einem der thermisch und mechanisch höchst belasteten Bauteile im Automobil. Die mechanischen Beanspruchungen ergeben sich aus:

- den Gaskräften durch Verbrennung (zyklische Druckbeanspruchung)
- der Verschraubung des Zylinderkopfes mit dem Motorblock (Gewährleistung der Dichtheit \Rightarrow hohe Anzugsmomente) und
- den Verspannkräften durch Anbauteile (u.a. Nockenwellenlagerung).

Ferner wirken hohe Wärmespannungen auf den Zylinderkopf ein, die während der Verbrennung des Kraftstoff-Luftgemisches entstehen. Die höchsten thermischen Belastungen treten:

- am Auslassventil
- am Ventilsteg zwischen Ein- und Auslassventil und
- zwischen Brennraum und Zylinderkopfaußenseite auf [BeSk2011].

Als Zylinderkopfmateriale haben sich zwei Werkstoffklassen durchgesetzt, die diese Anforderungen erfüllen: Grauguss (mit Lamellengraphit) und Aluminiumlegierungen. Der entscheidende Vorteil von Aluminium gegenüber Grauguss ist die deutlich höhere spezifische Festigkeit. Der sich daraus ergebende Gewichtsvorteil macht sich vor allem bei großvolumigen und vielzylindrigen Motoren der PKW-Oberklasse bemerkbar. Durch die Vorgaben zur Reduktion von CO₂- und anderen Schadstoffen gewinnt Aluminium damit einen immer größeren Anteil als Motorenwerkstoff. Ein weiterer Vorteil von Aluminium gegenüber Grauguss ist die höhere Wärmeleitung, wodurch hohe Temperaturgradienten und die daraus entstehenden thermisch induzierten Spannungen im Bauteil reduziert werden. Dem stehen eine geringere Festigkeit (vor allem bei hohen Temperaturen), eine höhere thermische Ausdehnung und ein schlechteres Dämpfungsverhalten (Geräuschentwicklung) gegenüber [KöVe1998]. Außerdem sind die Herstellungs- und Materialkosten im Vergleich zu Stahl aufgrund der energieaufwändigen Reduktion von Al₂O₃, deutlich höher.

Als Leichtbau-Werkstoff für den Zylinderkopf haben sich die AlSi7-Legierungen durchgesetzt. Die ersten AlSi7-Legierungen waren kostengünstig, erfüllten aber das Anforderungsprofil nur mäßig. Aufgrund der höheren Duktilität wurden in der weiteren Entwicklung die AlSi7Mg0,3-Legierungen eingesetzt. Die Vorgaben bezüglich der Warmfestigkeit brachten diese Legierung ebenfalls an ihre Grenzen. Die höchste Warmfestigkeit und Duktilität bieten T6-ausgehärtete AlSi7MgCu0,5-Legierungen, die heute den Stand der Technik für Zylinderköpfe darstellen [OsAn2007]. Weitere Entwicklungen von Aluminium-Gusslegierungen für warmfeste Anwendungen sind in [KlBe2004] zu finden.

Neben der Weiterentwicklung der Legierungen wird das Augenmerk immer stärker auf das lokale Eigenschaftsprofil im Zylinderkopf gelegt. Das bedeutet, dass die am höchsten belasteten Stellen (z.B. Steg im Brennraumbereich) eine hohe Werkstoffqualität aufweisen müssen. Dazu müssen diese Bereiche eine feine Gefügestruktur (geringer Dendriten-armabstand) aufweisen und frei von Herstellungsfehlern sein. In anderen Bereichen des Zylinderkopfes ist dagegen eine deutlich geringere Gussqualität ausreichend. Die Einstellung dieses Eigenschaftsprofils gelingt durch die Optimierung der Herstellungsverfahren. Aufgrund der kompliziert gestalteten Zylinderköpfe bietet sich nur die urformende Fertigung an.

Dabei wird überwiegend der Schwerkraftkokillenguss mit verlorenen Sandkernen für die sehr komplexen inneren Hohlräume, aber auch der Druckguss eingesetzt [OsAn2007]. Weitere Details zu den Gießverfahren und -vorgängen sind in [SyVe2005] und [GrGi2003] ausführlich dargestellt.

Aus dem Herstellungsprozess sowie den thermischen und mechanischen Beanspruchungen leiten sich eine Reihe von Anforderungen ab:

- hohe Festigkeit und Duktilität bei Temperaturen von Raumtemperatur (RT) bis 300 °C
- hohe Steifigkeit (\Rightarrow Dichtheit zwischen Zylinderkopf und Motorblock)
- hohe Ermüdungsfestigkeit (hauptsächlich High Cycle Fatigue (HCF))
- hohe Kriechbeständigkeit
- hohe Thermoschockbeständigkeit
- hohe Wärmeleitfähigkeit
- geringe thermische Ausdehnung
- gute Korrosionsbeständigkeit
- gute Gießbarkeit
- gute Bearbeitbarkeit
- Wartungsfreiheit und
- niedriges Gewicht [BeSk2011].

3.2 Aluminium-Legierungen

Aluminium wird in der Praxis nie als reines Metall eingesetzt, weil die Festigkeit für Konstruktionswerkstoffe nicht ausreichend ist. Es kommen Aluminiumlegierungen zum Einsatz, die je nach Anforderungen an die Bauteile zusammengesetzt werden. Die Hauptlegierungselemente sind Kupfer (Cu), Silizium (Si), Magnesium (Mg), Mangan (Mn) und Zink (Zn). Für die Festigkeitssteigerung bei Al-Legierungen spielen die Feinkorn- und Mischkristallhärtung nur eine untergeordnete Rolle. Die entscheidenden festigkeitssteigernden Mechanismen sind die Kaltverformung (nur bei Raumtemperaturanwendungen) und die

Ausscheidungshärtung. Daher wird generell zwischen aushärtbaren und nicht-aushärtbaren Legierungen unterschieden. Bei aushärtbaren Legierungen findet die Aushärtung sowohl bei Raumtemperatur (Kaltaushärtung) als auch bei erhöhten Temperaturen von 120 – 200 °C (Warmaushärtung) statt [StEr2005, RoWe2002]. Weiter werden die Aluminium-Legierungen nach ihrer Verarbeitung in Knet- und Gusslegierungen eingeteilt. Die wichtigsten Eigenschaften von Aluminium sind in **Tabelle 3.1** zusammengefasst.

Tabelle 3.1: Mechanische und physikalische Eigenschaften von typischen Aluminiumwerkstoffen [RoWe2002].

Gittertyp	kubisch-flächenzentriert (kfz)
Schmelztemperatur	$T_s = 933 \text{ K (660 °C)}$
Dichte	$\rho = 2,6 - 2,8 \text{ g/cm}^3$
Elektrische Leitfähigkeit	$\sigma_{el} = 38 - 34 \text{ m/}\Omega\text{mm}^2$
Wärmeleitfähigkeit	$\lambda = 80 - 230 \text{ W/mK}$
Mittlerer Wärmeausdehnungskoeffizient (20 – 200 °C)	$\alpha = 24,5 \cdot 10^{-6} \text{ 1/K}$
Festigkeit bei RT	$R_m = 60 - 530 \text{ MPa}$
E-Modul bei RT	$E = 67.000 \text{ MPa}$
Querkontraktionszahl	$\nu = 0,35$

3.3 Eigenschaften von Aluminium-Silizium-Gusslegierungen (AlSi7Mg)

AlSi7Mg-Legierungen besitzen aufgrund der hohen Mengen an Silizium ein gutes Formfüllungs- und Fließvermögen sowie eine hohe Warmrissbeständigkeit. Das Silizium reduziert die Erstarrungsschrumpfung von Aluminium erheblich (von 7,1 % auf $\sim 4 \%$), da Silizium bei der Erstarrung an Volumen zunimmt und somit der Schrumpfung des Aluminiums entgegenwirkt [OsAn2007]. Silizium ist bei 577 °C im Zweistoffsystem Al-Si bis maximal 1,65 % und bei Raumtemperatur nur bis 0,05 % löslich (**Bild 3.2**) [OsAn2007, ImAg2010]. Die eutektische Zusammensetzung beträgt 12,6 %. Je nach Menge an vorhandenem Silizium wird zwischen hypoeutektischen Sand- und Kokillengusslegierungen (5 bis 8 wt % Si), hypoeutektischen Druckgusslegierungen (8 bis 10 wt % Si), eutektischen Druckguss- und Kokillengusslegierungen (10 bis 12 wt % Si) und hypereutektischen Legierungen (16 bis 20 wt % Si) unterschieden.

Die AlSi7Mg-Gusslegierungen besitzen im ausgehärteten Zustand eine hohe spezifische Festigkeit, ein gutes Verformungsvermögen und eine gute Korrosionsbeständigkeit [OsAn2007]. Sie wird üblicherweise als Zylinderkopflegerung und Motorblockmaterial verwendet und ist weitverbreitet bei Strukturbauteilen im Automobilbau. Die Nachteile

gegenüber Knetlegierungen sind die Herstellungsfehler wie Porositäten, Oxide und andere Einschlüsse, welche die mechanischen Eigenschaften verschlechtern [ImAg2010, WaSo2001].

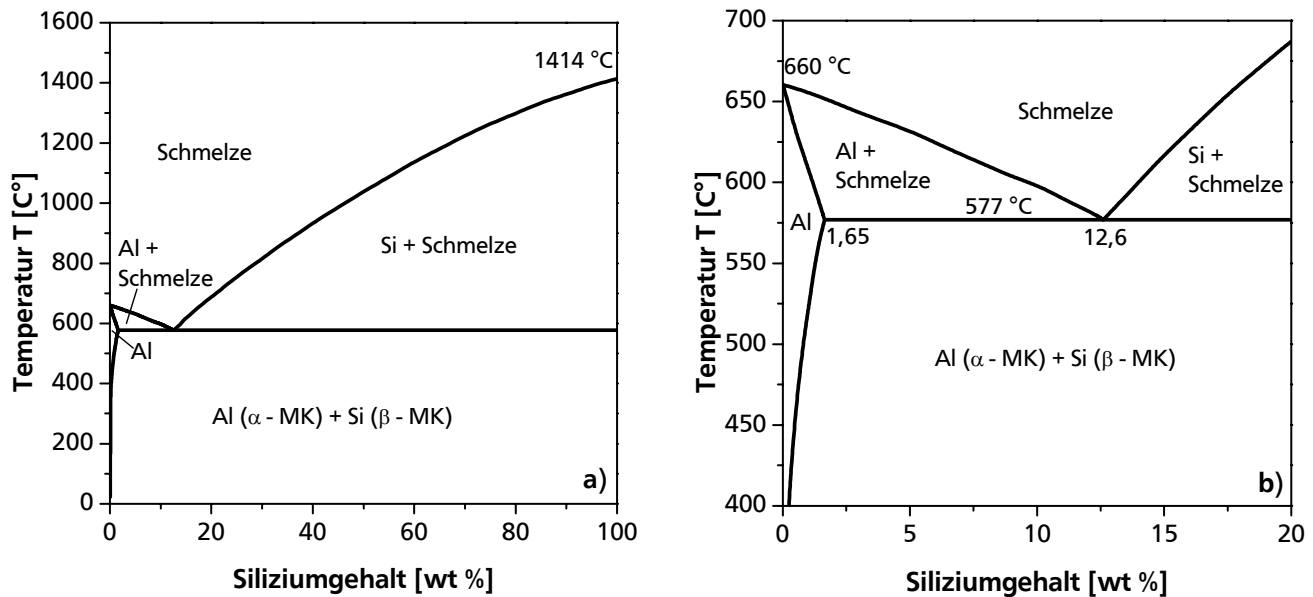


Bild 3.2: Allgemeines Phasendiagramm für das AlSi-Zweiphasensystem (a) mit dem Ausschnitt des technisch relevanten Bereichs für AlSi-Legierungen (b) [HaCo1958].

3.3.1 Legierungselemente

Die chemische Zusammensetzung mit den wichtigsten Legierungselementen einiger AlSi7Mg-Legierungen sind in **Tabelle 3.2** aufgeführt. Die einzelnen Legierungselemente beeinflussen die mechanischen, physikalischen und gießtechnischen Eigenschaften der AlSi7Mg-Legierung. **Silizium (Si)** sorgt in den AlSi-Legierungen für die ausgezeichneten Gießeigenschaften (Fließvermögen) und das sehr gute Formfüllungsvermögen. Legierungen mit 5 – 12 % Silizium weisen beim Erstarren eine geringe Schwindung und somit eine geringe Warmrissneigung auf. Deshalb ist Si für Gusslegierungen das wichtigste Legierungselement [OsAn2007]. Weiter verbessert Silizium die Korrosionseigenschaften und die Verschleißbeständigkeit [YeAn2003].

Magnesium (Mg) trägt bei den AlSiMg-Legierungen den größten Anteil zur Verbesserung der Festigkeit bei. Durch die Bildung der Ausscheidungsphasen während der Kalt- oder Warmauslagerung wird die Festigkeit durch den Mechanismus der Ausscheidungshärtung wesentlich erhöht. Neben den Festigkeitseigenschaften (0,2 %-Dehngrenze und Zugfestigkeit) nimmt zugleich die Härte mit steigendem Magnesiumgehalt zu. Dagegen nimmt die Bruchdehnung mit größer werdendem Massenanteil an Mg ab. Der optimale Mg-Zusatz beläuft sich auf ~ 0,5 wt % [OsAn2007, RoWe2002]. Höhere Zugaben an Magnesium wirken sich nachteilig aus. Es kommt zu einer stärkeren Oxidation der Legierung, die Porosität nimmt

aufgrund höherer Wasserstoffaufnahme zu und der Werkstoff versprödet, weil das Resteutektikum und die intermetallischen Phasen (IMP) sich gröber ausscheiden [FeOp1999, JoTh1992, WaMi2003].

Tabelle 3.2: Chemische Zusammensetzung einiger AlSi7Mg-Legierungen nach DIN EN 1706.

AlSi7MgCu0,5 (nicht genormt)									
Element	Si	Mg	Fe	Cu	Mn	Ti	Zn	Ni	Al
[wt %]	6,5	0,25	0,19	0,40	0,10	0,08	0,07	0,03	Basis
	7,5	0,45		0,60		0,25			
AlSi7Mg									
Element	Si	Mg	Fe	Cu	Mn	Ti	Zn	Ni	Al
[wt %]	6,5	0,20	0,55	0,20	0,35	0,05	0,15	0,15	Basis
	7,5	0,45				0,25			
AlSi7Mg0,3/ A356 (EN AC-42100)									
Element	Si	Mg	Fe	Cu	Mn	Ti	Zn	Ni	Al
[wt %]	6,5	0,25	0,19	0,05	0,10	0,08	0,07	0,03	Basis
	7,5	0,45				0,25			
AlSi7Mg0,6/ A357 (EN AC-42200)									
Element	Si	Mg	Fe	Cu	Mn	Ti	Zn	Ni	Al
[wt %]	6,5	0,25	0,19	0,05	0,10	0,08	0,07	0,03	Basis
	7,5	0,70				0,25			

Eisen (Fe) kommt in technischen Legierungen sehr häufig vor. Eisen wirkt sich nachteilig auf das Gefüge aus, weil es wegen der niedrigen Löslichkeit intermetallische Phasen mit Aluminium und Silizium bildet, die je nach Volumenanteil und Partikelgröße die Duktilität und den Ermüdungswiderstand reduzieren. Ebenso wird durch die Zugabe von Eisen die Korrosionsbeständigkeit und das mechanische Bearbeitungsvermögen verschlechtert. Allerdings wird Eisen zur Verbesserung der elektrischen Leitfähigkeit, zur Erhöhung der Härte und vor allem zur Verminderung der “Klebneigung“ von (Druck-)Gusslegierungen in den Stahlformen genutzt [OsAn2007, DrAl2007, JoTh1992].

Kupfer (Cu) verbessert die (Warm-)Festigkeit, die Härte und die Kriechbeständigkeit der Legierung durch eine dichtere Dispersion der kohärenten Ausscheidungsphasen und die Erhöhung der thermischen Stabilität der Ausscheidungsphasen. Weiter wird die spanende Bearbeitung verbessert. Zu hohe Gehalte an Kupfer können jedoch die Korrosionsbeständigkeit und die Duktilität vermindern. Der Kupfergehalt sollte deshalb bei AlSi7Mg-

Legierungen 1 % nicht überschreiten [OsAn2007, TsEi2005, RoWe2002, FeOp1999, JoTh1992].

Mangan (Mn) wird eingesetzt, um den nachteiligen Einflüssen unvermeidbarer Eisengehalte ($> 0,15\%$) entgegenzuwirken [OsAn2007]. Dabei wird die eisenhaltige Al_5FeSi -Phase in die $\text{Al}_{15}(\text{Mn,Fe})_3\text{Si}_2$ -Phase umgewandelt. Diese Phase beeinflusst die mechanischen Eigenschaften weniger negativ, wodurch vor allem die Duktilität verbessert wird [HeAl1994]. Bei Zusätzen über 0,8 % werden sowohl die mechanischen Eigenschaften als auch die Gießbarkeit verschlechtert [KiWe1995].

Titan (Ti) wird zur Kornfeinung eingesetzt. Durch Zugabe von Vorlegierungen, die mikroskopische Teilchen von TiB_2 und TiAl_3 enthalten, wird eine heterogene Kristallisationskeimbildung hervorgerufen. Dadurch weist das spätere Gussgefüge eine größere Anzahl an Körnern auf [AlAl1994].

Nickel (Ni) bewirkt eine Steigerung der Hochtemperatureigenschaften. Im Speziellen werden die Warmfestigkeit, die Kriechbeständigkeit und die Alterungseigenschaften verbessert [KiWe1995].

Natrium (Na) und **Strontium (Sr)** veredeln das Resteutektikum (eutektisches Silizium), wodurch ein feinkörniges Gefüge entsteht. Die Si-Partikel verändern sich von groben Platten zu feinen Fasern. Dadurch wird vor allem das Verformungsvermögen stark verbessert [TeBe1993, WaMi2003, ShIn2004, ClSt1982]. Heutzutage wird häufig Strontium anstelle von Natrium verwendet, da die veredelnde Wirkung über eine längere Zeit erhalten bleibt [HeNe1997].

3.3.2 Gefügemorphologie und Erstarrung

Die Eigenschaften eines Gussteils werden vom Aufbau des Gefüges infolge des Erstarrungsvorgangs beeinflusst. Die Gefügemorphologie hängt von der Legierungszusammensetzung, dem gewählten Gießverfahren, der Gussteilform und der Art der Formfüllung ab. Der Erstarrungsablauf bildet die Grundlage für die Qualität des Gefüges.

Das AlSi7Mg -Gefüge ist charakterisiert durch α -Mischkristalle, Primärphasen (aus dem Erstarrungsprozess), Sekundärphasen (aus der thermischen Behandlung), Ausscheidungsphasen (kohärente, teilkohärente und inkohärente Phasen), Poren und Oxide. In den Dendritenzwischenräumen befindet sich auskristallisierte Restschmelze mit den intermetallischen Phasen und dem Resteutektikum.

Das α -Aluminium hat einen kristallinen Aufbau mit einem kubisch-flächenzentriertem (kfZ) Raumgitter im gesamten Temperaturbereich unterhalb der Solidustemperatur. Der dendritische Erstarrungsvorgang der AlSi7Mg -Legierung erfolgt vorwiegend eutektisch und

beginnt mit dem Unterschreiten der Liquidustemperatur infolge der Wärmeableitung durch die Wand der Gussform (**Bild 3.3**). Es bilden sich Kristallkeime, die mit steigender Unterkühlung zunehmen. Die Zahl der Keime bestimmt die Größe der Körner [OsAn2007]. Für ein feinkörniges Gefüge sind hohe Keimzahlen notwendig, wozu Kornfeinungsbehandlungen eingesetzt werden [VDA1988]. Bei den intermetallischen Phasen und dem Resteutektikum zeigt sich, dass höhere Abkühlgeschwindigkeiten zu feineren Teilchen führen, wodurch sich die Duktilitätseigenschaften des Werkstoffes verbessern [OsAn2007, HeAl1994].

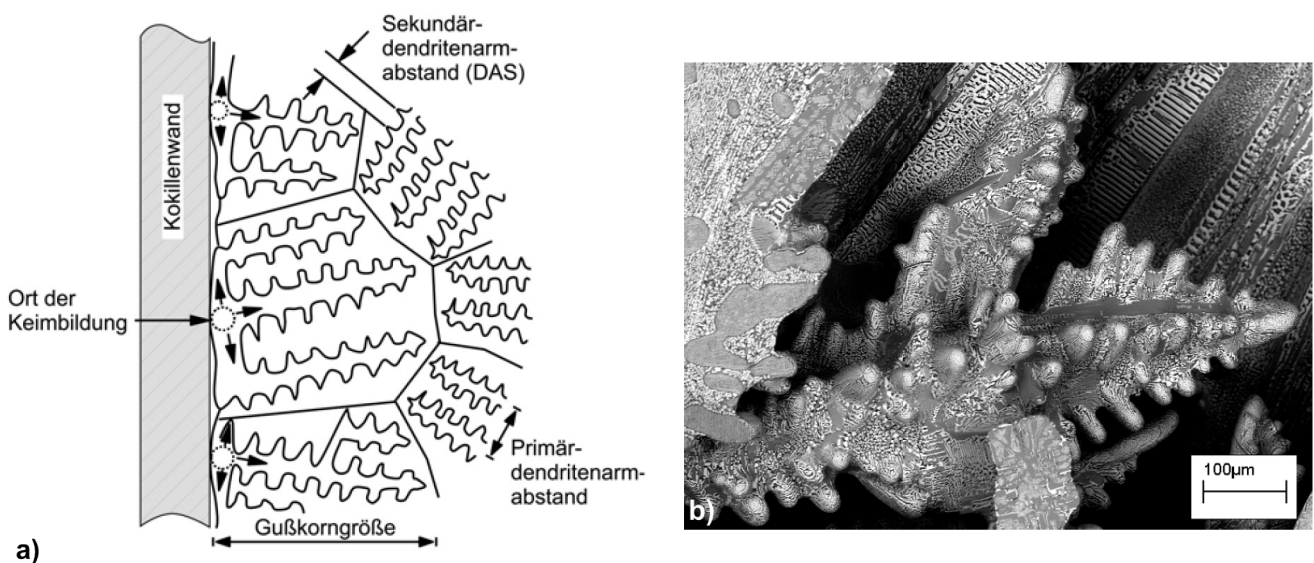


Bild 3.3: Schematischer Aufbau eines dendritisch erstarrten Aluminiumgussgefüges mit Gusskorn, Primär- und Sekundärdendritenarmabständen (a) [OsAn2007] und metallographische Aufnahme von Dendriten einer AlCuAg-Legierung (b) [StEi2005].

Dendritischer α -Mischkristall

Das dendritische Wachstum ist eine Kopplung zweier Wachstumsprozesse, die nach bisherigem Kenntnisstand unabhängig voneinander sind, dem stationären Wachstum der Dendritenstämme einerseits und der instationären Entstehung und Entwicklung der Dendritenarme andererseits [IlEr1997]. Das Dendritenwachstum geht von einzelnen Keimen aus (Bild 3.3). Ein einzelner Dendrit hat trotz seinen Verästelungen überall dieselbe kristallographische Orientierung und ist für sich betrachtet ein Einkristall [LeLe2006]. Die dendritische Mikrostruktur wird allgemein über den Dendritenarmabstand (DAS) charakterisiert. Dazu kann sowohl der Primärdendritenarmabstand λ_1 (pDAS) als auch der Sekundärdendritenarmabstand λ_2 (sDAS) bestimmt werden (**Bild 3.4**). Der pDAS beschreibt den Abstand zwischen zwei benachbarten Dendritenstämmen und der sDAS den Abstand der senkrecht zum Dendritenstamm wachsenden Dendritenarme. Der Dendritenarmabstand DAS wird in der Praxis anhand von Gefügebildern über den gut erkennbaren sDAS gemessen. Dazu

wird die Länge der Dendritenstämme l und die Anzahl der auf dieser Strecke befindlichen Dendritenarme n_D gemessen. Mit der gewählten Mikroskopvergrößerung V ergibt sich nach Gl. 3.1 der DAS [StEi2005].

$$DAS = \frac{l}{n_D \cdot V} \quad (3.1)$$

Der DAS ist die wichtigste Größe des dendritischen Gefüges und korreliert direkt mit den mechanischen Eigenschaften. Je geringer der DAS-Wert ist, desto höher sind die Festigkeit und die Bruchdehnung des Werkstoffes (Abschnitt 3.3.5).

Ferner hängt das dendritisch erstarrte Gefüge von den vorherrschenden Erstarrungsbedingungen ab. Dazu zählen die Abkühlgeschwindigkeit, der Temperaturgradient und die Ausgangszusammensetzung [StEi2005]. Mit zunehmender Abkühlgeschwindigkeit der Schmelze \dot{T} verringert sich der DAS-Wert [StEi2005, LeLe2006]:

$$DAS = B \cdot \dot{T}^{-C} \quad (3.2)$$

wobei B und C werkstoffspezifische Kennwerte sind [CaSo1996, CaDe1996]. Detaillierte Zusammenhänge zwischen den Dendritenarmabständen mit den Erstarrungsbedingungen sind in [StEi2005] zu finden.

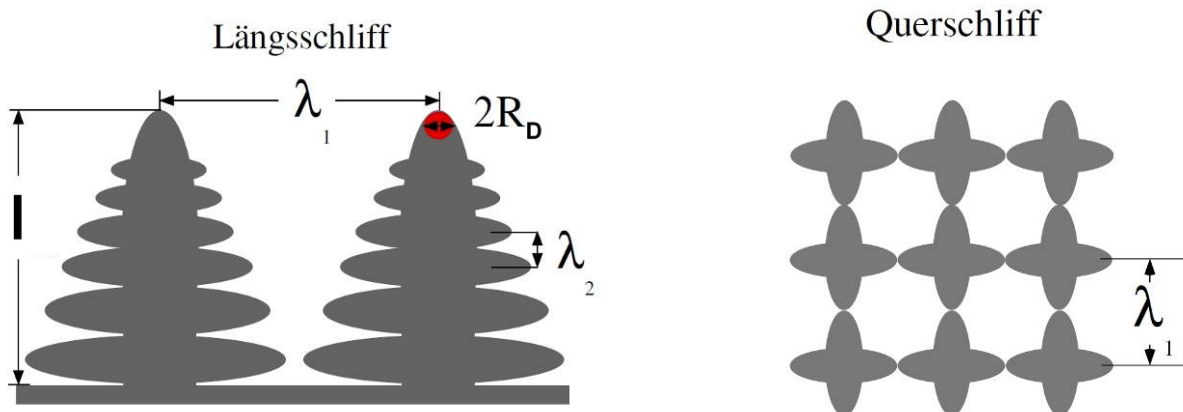


Bild 3.4: Schematische Darstellung der Gefügeparameter: l = Dendritenstammlänge, λ_1 = Primärdendritenarmabstand, λ_2 = Sekundärdendritenarmabstand, R_D = Dendritenspitzenradius [StEi2005].

Intermetallische Phasen (IMP)

Neben dem dendritisch erstarrenden α -Aluminium bilden sich verschiedene intermetallische Phasen im AlSi7Mg-Gefüge. Die Bildung dieser Phasen ist von der chemischen Zusammensetzung – speziell dem Eisen-, Magnesium- und Strontiumgehalt – abhängig. Die intermetallischen Phasen scheiden sich vornehmlich in den Dendritenzwischenräumen aus. Sie sind im Allgemeinen sehr spröde und hart und wirken sich auf die mechanischen

Eigenschaften, vor allem auf das Verformungsvermögen, nachteilig aus [YeAn2003, HeAl1994]. Die typischen intermetallischen Phasen von AlSi7Mg-Legierungen mit ihrer individuellen Morphologie sind in **Tabelle 3.3** aufgeführt.

Tabelle 3.3: Übersicht der häufigsten intermetallischen Phasen von AlSi7Mg-Legierungen [ImAg2010, ClSt1982, WaSo2001].

IMP	Morphologie	Bedingung
β -Al ₅ FeSi	plattenförmig	Fe \geq 0,36 % Mg \leq 0,4 %
β -AlFeSi	plattenförmig	Fe \leq 0,36 % Mg \leq 0,4 %
π - Al ₈ Mg ₃ FeSi ₆	chinesenschriftartig	Mg \geq 0,4 %
π - AlMgFeSi	chinesenschriftartig	Mg \leq 0,4 %
Al ₄ SrSi ₂	nadelförmig	Sr \geq 0,03 %

Eutektikum

Ein weiterer charakteristischer Gefügebestandteil der AlSi7Mg-Legierung ist das Eutektikum. Die Tatsache, dass sich das Resteutektikum in Form von groben Nadeln (1-10 μ m) ausscheidet, wirkt sich nachteilig auf die mechanischen Eigenschaften aus. Unter Beanspruchung bauen sich an den groben Nadeln Spannungsspitzen auf, die zur Bildung von Rissen im spröden Resteutektikum führen, was zu einer niedrigeren Zugfestigkeit und niedrigeren Verformbarkeit führt [YeAn2003, HaAs1994]. Daher ist die Morphologie – Größe, Form und Verteilung – des Resteutektikums für die Werkstoffqualität entscheidend. Mit einer Gefügeverfeinerung ist es möglich, die Morphologie der Si-Partikel von groben Nadeln in feine Fasern zu verändern. Diese Art der Verfeinerung wird als „Veredelung“ bezeichnet und beschreibt das Zulegieren einer geringen Menge von Alkali- oder Erdalkalielementen wie Natrium (Na), Strontium (Sr) oder Antimon (Sb). Zur Veredelung des Si-Gefüges ist Strontium besser geeignet als Antimon, was sich in der Partikelgröße, der Partikelanzahl und dem Längenverhältnis des Eutektikums äußert. Strontium führt zu einer vollständigen Verrundung der Si-Teilchen, während bei Zugabe von Sb noch einige längliche Si-Teilchen vorhanden sind. Die Zugabe von 0,005 bis 0,015 wt % an Sr liefert die besten Ergebnisse [ShIn2004, ClSt1982, HaAs1994].

Außer von der Legierungszusammensetzung wird die Morphologie des Eutektikums in gleicher Weise von den Erstarrungsbedingungen beeinflusst. Eine höhere Abkühlgeschwindigkeit sorgt dafür, dass sich eine höhere Anzahl von feineren, runden

Si-Ausscheidungen bildet (**Bild 3.5**). Shabestari et. al [ShIn2004] und Wang [WaMi2003] haben die Abhängigkeit der Si-Partikelmorphologie von dem Dendritenarmabstand (bzw. der Abkühlgeschwindigkeit) für den durchschnittlichen Partikeldurchmesser, die spezifische Partikelanzahl und das Längenverhältnis der Partikel quantifizieren können. Diese Abhängigkeit ist für die unmodifizierte AlSi7Mg-Legierung am stärksten ausgeprägt und nimmt mit der Veredelung des Gefüges deutlich ab [ShIn2004, WaMi2003, HaAs1994].

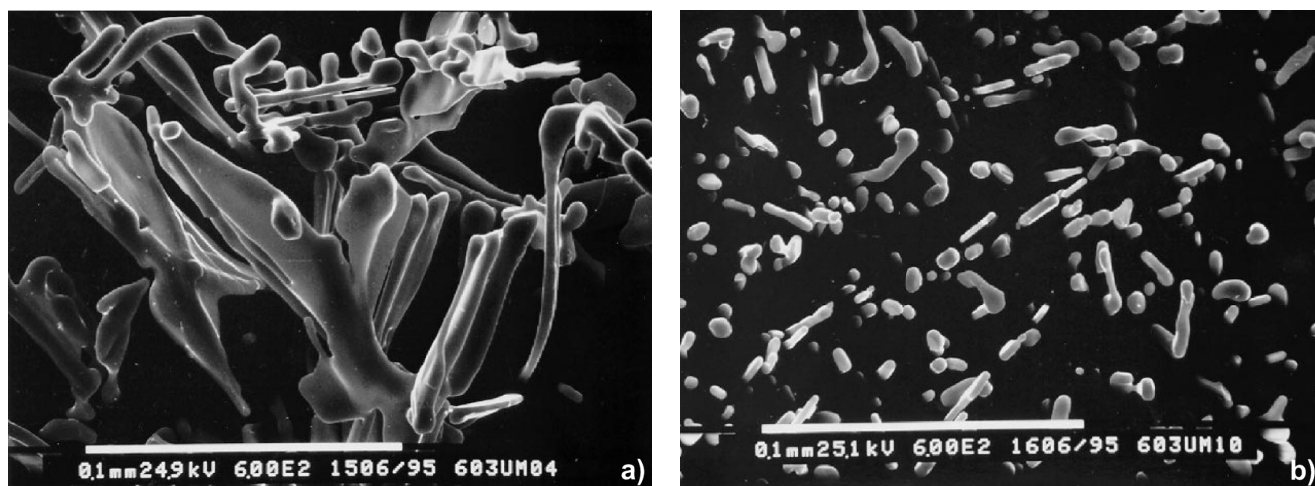


Bild 3.5: Rasterelektronenmikroskopaufnahme der eutektischen Partikel von tiefengeätzten Proben einer AlSi7-Legierung bei einer niedrigen Abkühlgeschwindigkeit ($sDAS = 50 \mu m$) (a) und einer hohen Abkühlgeschwindigkeit ($sDAS = 26 \mu m$) (b) [WaMi2003].

Poren

Bei Gusslegierungen sind immer Fehler in Form von Porositäten vorzufinden. Es werden zwei Arten von Porositäten unterschieden:

- Gasporosität
- Schwindungs-/ Erstarrungsporosität (Mikrolunker).

Gasporen entstehen vorwiegend durch in der Schmelze gelöste Gase (Wasserstoff, Lufteinschlüsse bei der Formfüllung, Schlichte- und Binderzersetzung der Sandkerne), die bei der Erstarrung wieder ausgeschieden werden. Sie bilden sich vorzugsweise an bereits vorhandenen inneren Oberflächen z.B. Ausscheidungen oder Oxiden. Hingegen haben Erstarrungsporen ihre Ursache in der mangelnden Nachspeisung der Schmelze, verursacht durch das Zusammentreffen der Dendritenarme. Beide Porenarten unterscheiden sich in der Morphologie. Die Gasporen haben eine globulare Form, wogegen Erstarrungsporen eine verzweigte, unregelmäßige Form besitzen [OsAn2007, YeAn2003, TrVo2005, KlBe2004]. In Bauteilen ergibt sich meist eine inhomogene Verteilung der Porosität. Aufgrund der hohen Abkühlgeschwindigkeiten der Bauteiloberflächen bildet sich eine feine, porenarme Randschicht aus, wogegen sich im Bauteilinneren Poren ansammeln [ZhEi2004, FaSc2007,

LeLe2006]. Die Verteilung der Fehlstellen wird durch die Bauteilgeometrie, die Gießparameter und das Gießsystem bestimmt. Die Abnahme der Porosität mit steigender Abkühlgeschwindigkeit ist ferner mit einer Verringerung der maximalen Porengröße verknüpft [TrVo2005, HeAl1994]. Somit stehen die Porosität und der Sekundärdendritenarmabstand in einem bestimmten Zusammenhang [LeLe2006, YeAn2003, TrVo2005]. Allgemein beeinflusst die Porosität die mechanischen Eigenschaften (Reduzierung der Zugfestigkeit und Bruchdehnung) und die Lebensdauer des Werkstoffes, speziell bei zyklischer Beanspruchung (siehe Abschnitt 3.3.5) [ZhEi2004, NiXr2010].

Ein Verfahren zur Verringerung der Porosität stellt das heißisostatische Pressen (HIP) dar. Dabei wird das Bauteil bei hohen Temperaturen ($T \geq 0,7 T_s$, in K) unter isostatischem Druck verdichtet. Die hohen Temperaturen und Drücke sind notwendig, damit sich die Poren schließen und sich deren Oberflächen durch Diffusionsvorgänge im Material verbinden. Mit diesem Verfahren können Makro- und Mikroporosität reduziert werden. Somit wird die Streuung der mechanischen Kurzzeiteigenschaften, speziell die Zugfestigkeit und die Bruchdehnung sowie die Ermüdungsfestigkeit und die Verschleißbeständigkeit verbessert [YeAn2003, GuTh2006]. Des Weiteren beeinflusst das HIP-Verfahren die nichtmetallischen Einschlüsse. Beispielsweise wird die Morphologie der Oxide durch die HIP-Behandlung verändert [YeAn2003]. Schließlich werden bei dem HIP-Vorgang Subkorn Grenzen gebildet, an denen sich Resteutektikum ansammelt und die Größe der Mg_2Si -Ausscheidungsphase verringert [GuTh2006].

Oxidhäute und weitere Gießfehler

Aufgrund der Affinität der Metallschmelze zur Luft entstehen während des Gießprozesses Oxidhäute. Dies kann schon im Gießofen/ in der Gießkammer oder erst bei der Formfüllung passieren. Die Oxidhäute verschlechtern die mechanischen Eigenschaften des Bauteils, da sie durch ihre Geometrie als innere Kerbe wirken. Eine wirbelreduzierte Formfüllung und kurze Anschnitte sorgen für eine effektive Minimierung der Oxidhäute. Weitere Gießfehler sind Kaltfließstellen. Diese bilden sich durch das Erkalten des Materials während der Formfüllung, wodurch sich das zusammentreffende Material nur unzureichend verbinden kann [TrVo2005]. Sowohl die Oxidhäute als auch die Kaltfließstellen haben eine schwache Grenzfläche zur Matrix und bilden sich in Clustern. Dadurch sind dies häufig Rissinitiierungsstellen, die die mechanischen Eigenschaften verschlechtern [YeAn2003]. Speziell bei zyklischer Beanspruchung sind Oxidhäute und Oberflächenfehler häufig eine Versagensursache [FaSc2007].

3.3.3 Wärmebehandlung

AlSi7Mg-Gusslegierungen sind aushärtbare Legierungen, die durch Lösungsglühen, Abschrecken und Warmauslagern (Zustand T6) höhere Festigkeiten erreichen können. Einige Legierungen werden vor der Warmauslagerung zusätzlich kaltausgelagert, wie der Zyklus der Wärmebehandlung zeigt (**Bild 3.6**).

Die T6-Wärmebehandlung für AlSi7Mg-Legierungen wird wie folgt durchgeführt:

- *Lösungsglühen* bei 525 – 570 °C für 6 – 72 h
- *Abschrecken* mit Wasser oder Luft auf ≤ 70 °C
- optional: *Kaltauslagern* bei RT für 4 – 48 h
- *Warmauslagern* bei 140 – 175 °C für 6 – 17 h
- optional: *Warmauslagern* bei 200 °C für 7 h \Rightarrow Stabilisierung des Gefügestandes [OsAn2007, ImAg2010, ShIn2004, ClSt1982, MaTh2008].

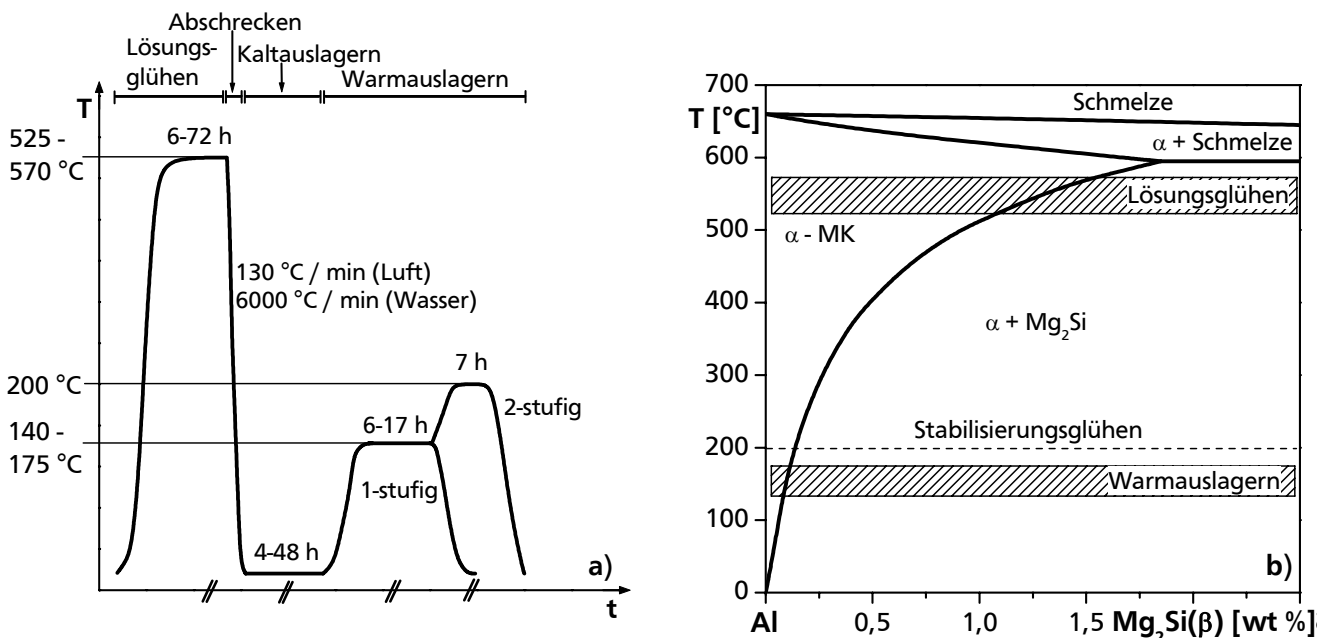


Bild 3.6: Schematische Darstellung des allgemeinen Wärmebehandlungszykluses für aushärtbare Aluminiumlegierungen im Temperatur-Zeit-Diagramm (a) in Anlehnung an [OsAn2007] und im quasibinären Al-Mg₂Si-Zustandsdiagramm (b) [OsAn2007].

Das Lösungsglühen dient dazu, einen Übersättigungszustand $\alpha_{\text{übersättigt}}$ einzustellen, indem die löslichen, heterogenen Legierungsbestandteile im Mischkristall gelöst werden und sich während des Lösungsglühens homogen verteilen. Dabei sollen die an der Aushärtung beteiligten Legierungselemente möglichst vollständig in Lösung gehen, aber das Gefüge nicht anschmelzen [OsAn2007, RiMe2005].

Das anschließende Abschrecken auf Raumtemperatur sorgt dafür, dass die homogene Verteilung der Legierungselemente im Gefüge eingefroren bleibt. Bei Wasserabschreckung

beläuft sich die Abkühlgeschwindigkeit auf ca. 6000 °C/min und bei Luftabschreckung auf 130 °C/min. Sehr hohe Abkühlgeschwindigkeiten können zu Eigenspannungen und Verzug des Bauteils führen, zu geringe Abkühlgeschwindigkeiten zur vorzeitigen Bildung von Ausscheidungsphasen an den Korngrenzen. Dies verschlechtert das Korrosionsverhalten und schwächt die Korngrenzen.

Den Abschluss der T6-Wärmebehandlung bildet die (Kalt- und/ oder Warm-) Auslagerung des Werkstoffes. Hier erhält der Werkstoff durch die Bildung von Ausscheidungsphasen seine gewünschten mechanischen Eigenschaften. Dabei sind Härte- und Festigkeitssteigerungen bei gleichzeitigem Abnehmen der Duktilität zu beobachten. Die detaillierte Beschreibung der Ausscheidungsabläufe ist im nachfolgenden Abschnitt 3.3.4 erläutert [OsAn2007, RiMe2005]. Neben der Bildung von Ausscheidungsphasen verändern sich ebenfalls die Primärphasen während der T6-Wärmebehandlung. Die eutektischen Siliziumpartikel formen sich während des Lösungsglühens ein. Bei Glühdauern länger als 0,5 h beginnen die Si-Teilchen zusammenzuwachsen und dadurch zu vergrößern [OsAn2007, ShIn2004, WaMi2003, HeAl1994].

3.3.4 Ausscheidungsvorgänge

Die löslichen Ausscheidungsphasen bilden sich sowohl bei der Kalt- als auch bei der Warmauslagerung. Die Kaltauslagerung findet bei Temperaturen bis 100 °C statt, die Warmauslagerung im Temperaturbereich von 120 bis 250 °C. Bei der Warmaushärtung nimmt mit höherer Auslagerungstemperatur die Aushärtbarkeit ab, aber das Härtemaximum wird früher erreicht. Weiterhin verringert sich die maximale Aushärtbarkeit der Legierung, wenn die Kalt- und Warmaushärtung kombiniert werden [OsAn2007].

Die Ausscheidungsvorgänge der AlSi7Mg-Legierungen ergeben sich gemäß des spezifischen Zeit-Temperatur-Ausscheidungsdiagramms (**Bild 3.7**). Die Ausscheidungsfolge bei Warmauslagerung sieht für AlSi7Mg-Legierungen folgendermaßen aus:

$\alpha_{\text{übersättigt}}$ \Rightarrow Si-Cluster & Mg-Cluster \Rightarrow Si/Mg Co-Cluster \Rightarrow kohärente GP(I) Zonen (kugelförmig)
 \Rightarrow kohärente β'' -Phase bzw. GP(II) Zonen (nadelförmig) \Rightarrow teilkohärente β -Phase (stäbchenförmig) \Rightarrow inkohärente β -Gleichgewichtsphase (plattenförmig).

Nach dem Abschrecken liegt ein übersättigter Mischkristall mit homogen verteilten Legierungselementen vor. Die Bildung der Si- und Mg-Cluster beginnt direkt nach dem Abschrecken. Ausnahme bilden die kupferhaltigen Legierungen, bei denen während des Abschreckens schon Cu-reiche Cluster entstehen. Durch die Auflösung der Mg-Cluster werden die Si-Cluster mit Mg-Atomen angereichert und es bilden sich die Si/Mg Co-Cluster. Diese Co-Cluster wachsen mit der Zeit zu Zonen mit inneren Strukturen heran, sogenannten GP(I)

Zonen (benannt nach Guinier und Preston [GuLa1939, PrTh1938]). Diese Zonen haben eine Größe von ~ 3 bis 5 nm und sind kugelförmig. Im weiteren Verlauf bilden sich bei der Warmaushärtung metastabile Ausscheidungsphasen, welche in der Zusammensetzung der stabilen Gleichgewichtsphase Mg_2Si entsprechen. Zuerst folgt die Ausscheidung der nadelförmigen β'' -Phase $((\text{Al}+\text{Mg})_5\text{Si}_6)$ mit einer Länge von ca. 20 nm und einem Durchmesser von 2 – 4 nm, aus der im weiteren Verlauf die stabförmige β' -Phase (20 x 10 nm) hervorgeht, die teilkohärent mit dem α -Mischkristall ist. Schließlich bildet sich die kfz, stabile Gleichgewichtsphase Mg_2Si , was mit einer Vergrößerung der Teilchen (> 50 nm) und einem Kohärenzverlust einhergeht. In diesem Zusammenhang wird von Überalterung der Legierung gesprochen. Im Verlauf der Ausscheidungsfolge nimmt einerseits die thermische Stabilität der einzelnen Phasen zu, aber andererseits die Kohärenz der Phasen mit der Matrix ab. Letztgenannte Eigenschaft verändert die Härte und damit die Festigkeit der Legierung, wobei das Härtemaximum bei den kohärenten β'' -Ausscheidungen erreicht wird. Danach geht die Härte durch Überhärtung langsam zurück. Erst bei Überalterung reduziert sich die Härte der Legierung entscheidend. Die Ausscheidungsfolge einer AlSi7Mg -Legierung bei 160 °C einschließlich des Härteverlaufs ist in **Bild 3.8** dargestellt [OsAn2007, ImAg2010, MaTh2008, CoPr2008].

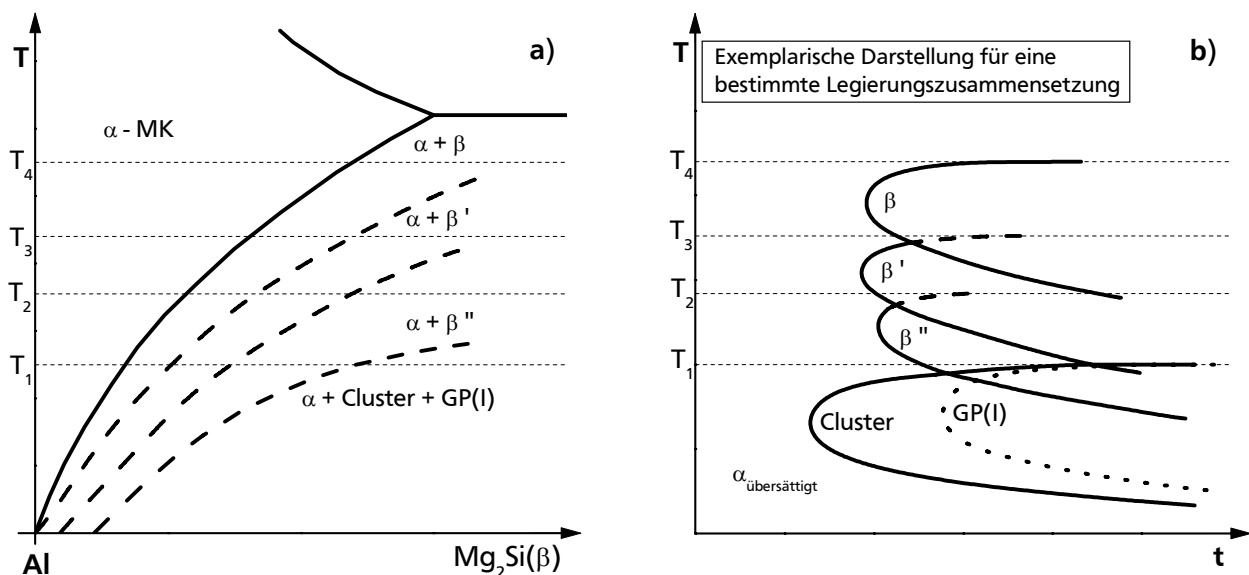


Bild 3.7: Schematisches Zustandsschaubild des Al-Mg₂Si-Systems mit den metastabilen Phasengebieten (a) und dem zugehörigen Zeit-Temperatur-Ausscheidungsdiagramm (b) [HuAl1997].

Für kupferhaltige AlSi7Mg -Legierungen ergibt sich eine veränderte Ausscheidungsfolge mit zusätzlichen Phasen:

$\alpha_{\text{übersättigt}} \Rightarrow \text{Atomcluster} \Rightarrow \text{GP(I) Zonen} \Rightarrow \beta', S, L, C\text{-Phase} \Rightarrow \beta, Q'\text{-Phase} \Rightarrow \beta, Q\text{-Phase}.$

Die β'' -Phase geht um 70 – 80 % aufgrund der Bildung von hexagonalen S-, L- und C-Phasen zurück. Diese Phasen sind Vorläufer der stäbchenförmigen und ebenfalls hexagonalen Q'-Phase, die sich schließlich in eine weitere Gleichgewichtsphase $\text{Al}_5\text{Cu}_2\text{Mg}_8\text{Si}_6$ (Q-Phase) umwandelt [MaTh2008].

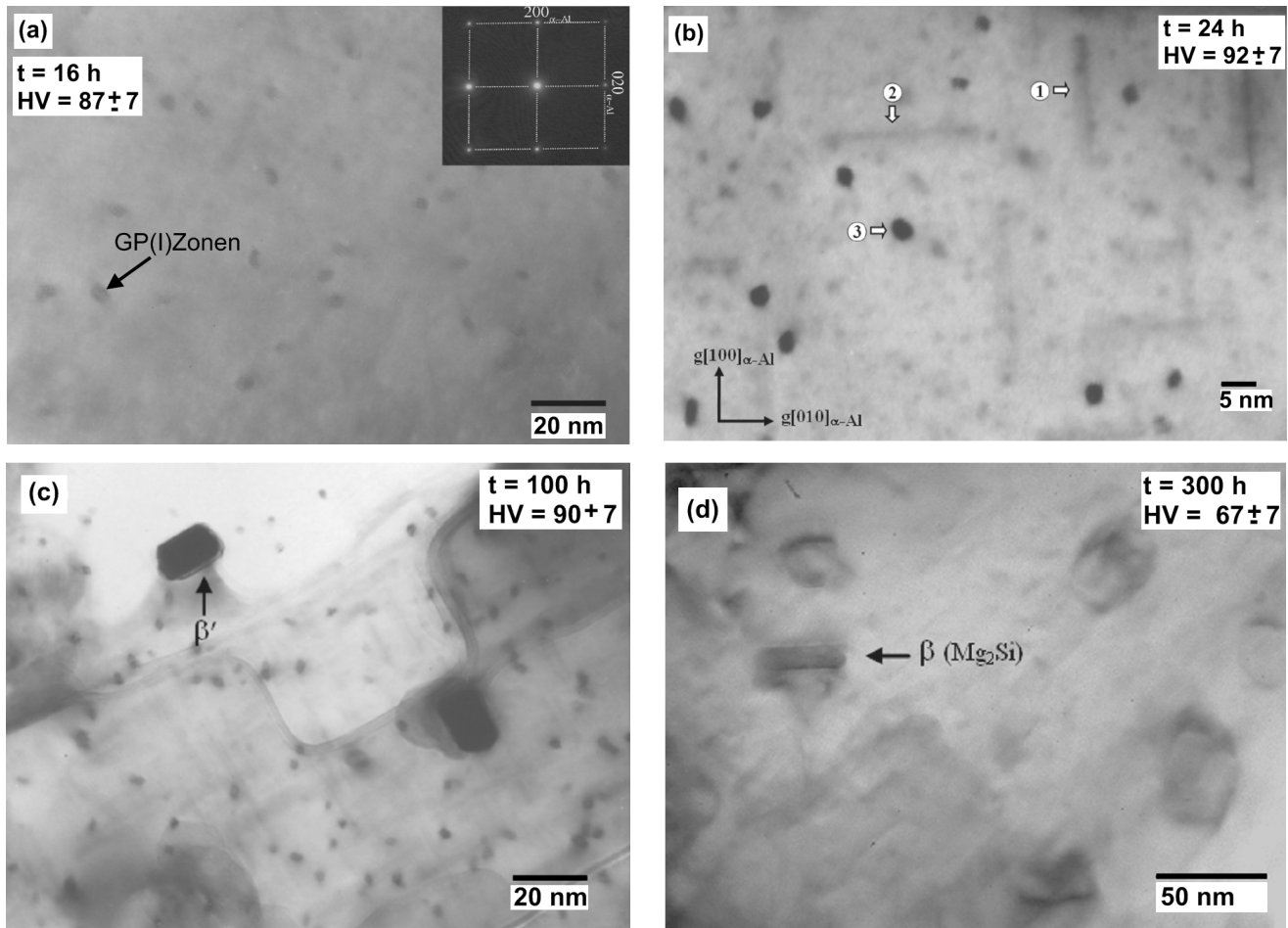


Bild 3.8: Transmissionselektronenmikroskopaufnahmen einer AlSi7Mg-Legierung nach Auslagerung bei $T = 160\text{ °C}$ einschließlich der Härtewerte in Abhängigkeit der Ausscheidungssequenz: GP(I) Zonen (a), β'' - (b), β' - (c) und β -Phase (d) [ImAg2010].

3.3.5 Mechanische Kennwerte

Kurzzeiteigenschaften

Die mechanischen Kurzzeiteigenschaften von AlSi7Mg-Legierungen sind von verschiedenen Faktoren abhängig. Wesentlicher Einflussfaktor ist die Temperatur (**Bild 3.9**). Die 0,2 %-Dehngrenze nimmt bei steigender Temperatur bis ca. 150 °C leicht zu, die Festigkeit bleibt unverändert oder nimmt sogar leicht ab (**Bild 3.9a,b**). Bei höheren Temperaturen verlieren die AlSi7Mg-Legierungen jedoch sehr schnell ihre Festigkeit. Bezogen auf die Raumtemperaturkennwerte sind bei 250 °C nur noch ungefähr 25 % der Festigkeit vorhanden. Das

Verformungsverhalten ist ebenfalls abhängig von der Temperatur. Es zeigt sich, dass die plastische Verformungsfähigkeit generell bei hohen Temperaturen zunimmt (**Bild 3.9c**). Bei einigen AlSi7Mg-Legierungen ist ein Duktilitätsminimum bei mittleren Temperaturen von ungefähr 150 °C vorhanden [FeOp1999].

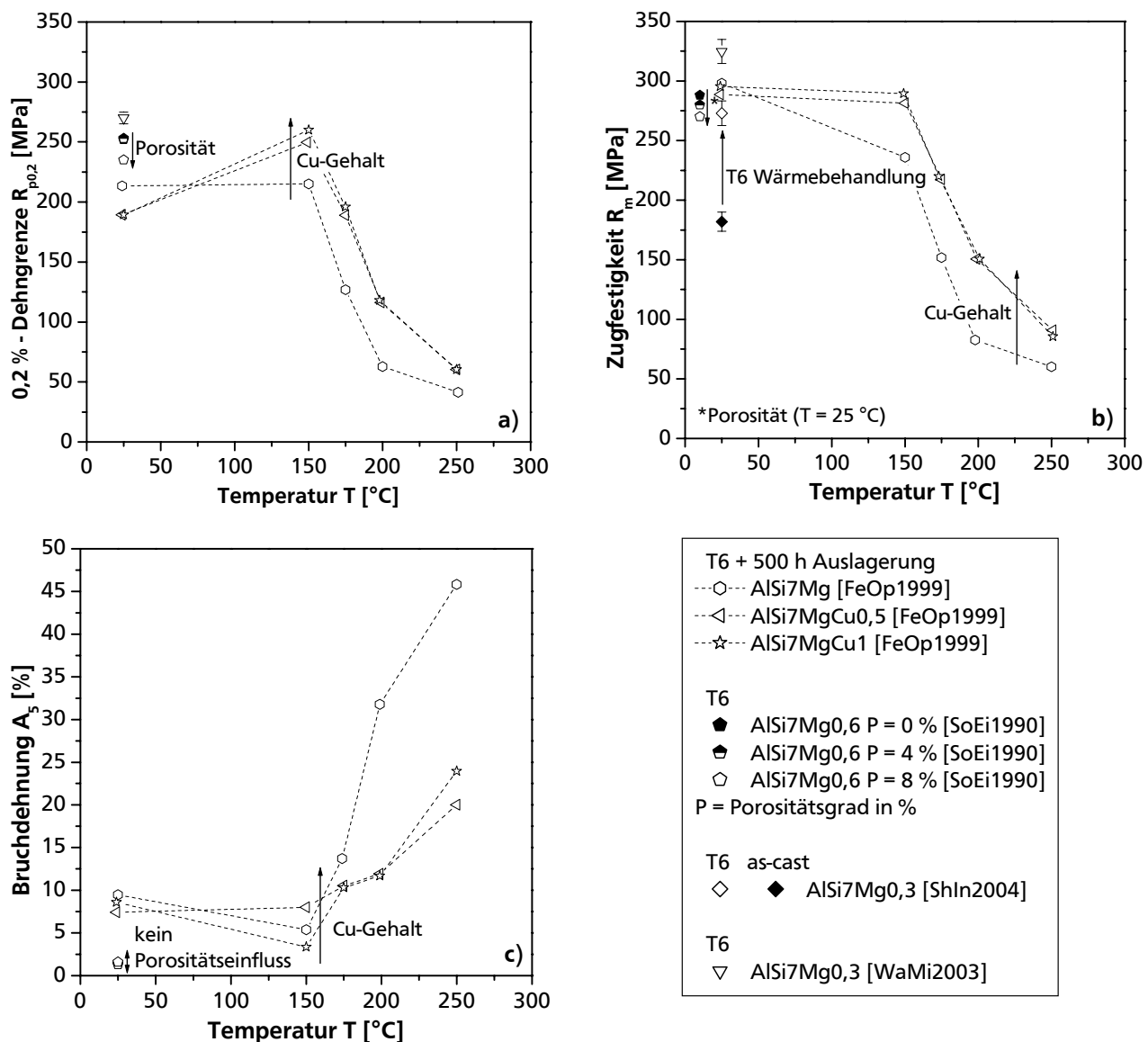


Bild 3.9: Mechanische Kennwerte einiger AlSi7Mg-Legierungen in Abhängigkeit der Temperatur: 0,2 %-Dehngrenze $R_{p0.2}$ (a), Zugfestigkeit R_m (b) und Bruchdehnung A_5 (c).

Ein weiterer Einflussfaktor auf die mechanischen Eigenschaften ist die Gefügestruktur, die üblicherweise durch den sDAS charakterisiert wird (**Bild 3.10**). Grundsätzlich weist ein feines Gefüge bessere mechanische Eigenschaften auf als ein grobes Gefüge [OsAn2007, ShIn2004, WaMi2003, GuTh2006]. Der Einfluss des sDAS auf die 0,2 %-Dehngrenze von unmodifizierten AlSi7Mg-Legierungen scheint nicht so ausgeprägt zu sein, obwohl in der Literatur unterschiedliche Werte zu finden sind (**Bild 3.10a**). Hingegen hängt die Zugfestigkeit

signifikant von dem sDAS ab und geht mit steigendem sDAS zurück (**Bild 3.10b**). Die Bruchdehnung nimmt ebenfalls mit zunehmendem sDAS ab, wobei die Bruchdehnungswerte als Funktion des sDAS zum Teil starken Streuungen unterliegen (**Bild 3.10c**). Wie stark sich der sDAS-Einfluss auf die Duktilität auswirkt wird in der Literatur jedoch unterschiedlich beschrieben.

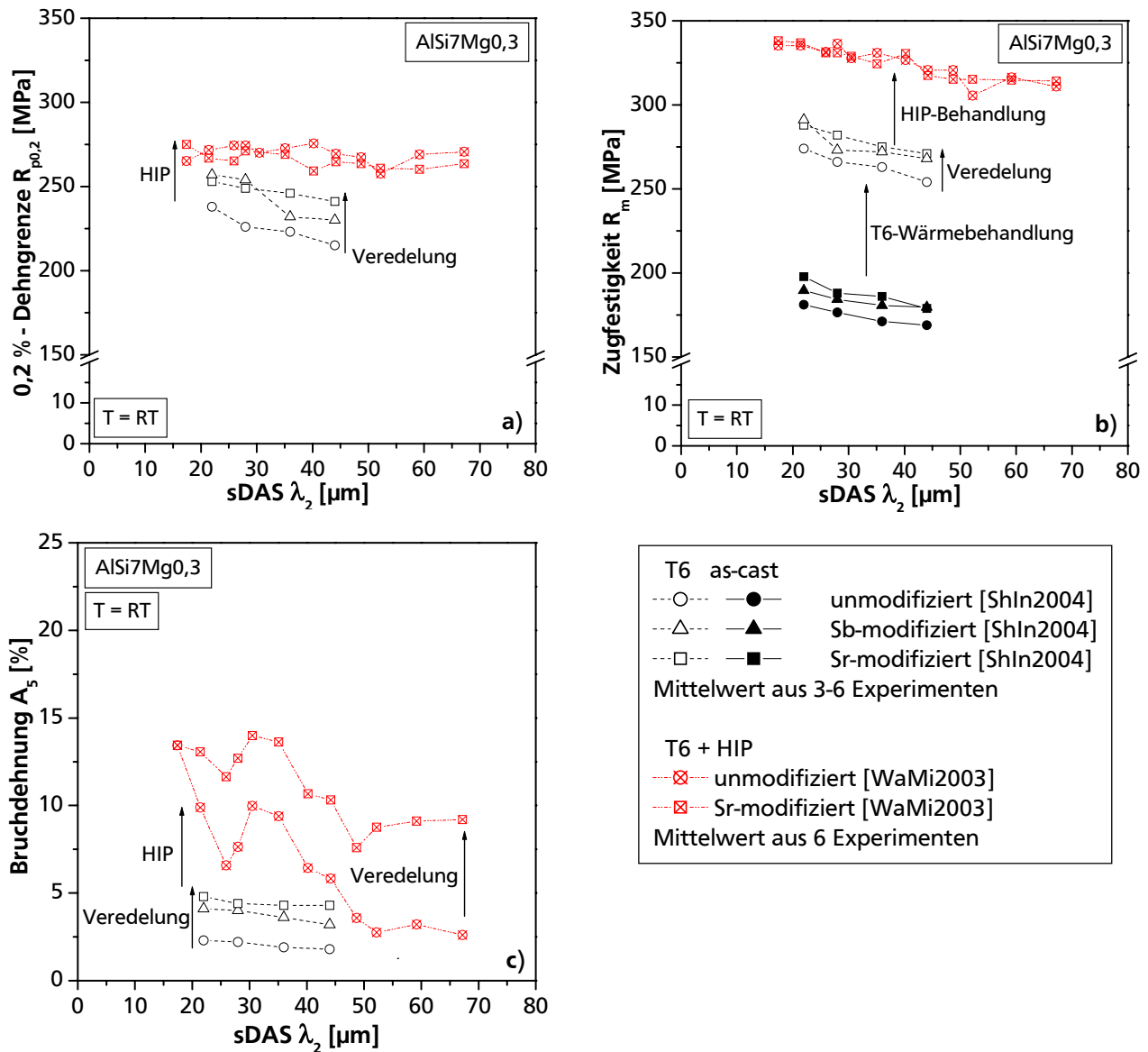


Bild 3.10: Mechanische Kennwerte einiger AlSi7Mg-Legierungen in Abhängigkeit des sDAS: 0,2 %-Dehngrenze $R_{p0,2}$ (a), Zugfestigkeit R_m (b) und Bruchdehnung A_5 (c).

Neben der Temperatur und dem sDAS beeinflusst die Zusammensetzung der AlSi7Mg-Legierungen die mechanischen Eigenschaften. Die Festigkeitssteigerung bei AlSi7Mg-Legierungen kommt vornehmlich durch die Ausscheidungsphase Mg_2Si . In [RoWe2002] wurde der Einfluss des Mg-Gehalts auf die mechanischen Eigenschaften einer AlSi-

Gusslegierung mit 9,5 % Si, 0,45 % Fe und 0,3 % Mn im ausgehärteten T6-Zustand untersucht. Mit zunehmendem Gehalt an Magnesium steigen die 0,2 %-Dehngrenze und die Zugfestigkeit an. Die maximale Verstärkungswirkung ist bei ungefähr 0,5 wt % an Mg erreicht. Dabei wird eine Steigerung der 0,2 %-Dehngrenze um ca. 110 % und der Zugfestigkeit um ca. 50 % im Vergleich zur der AlSi-Gusslegierung ohne Magnesium erreicht. Die Härte wird in einer ähnlichen Größenordnung wie die Zugfestigkeit beeinflusst. Die Bruchdehnung geht bei Zugabe von 0,5 wt % Magnesium um knapp 80 % zurück.

Die Steigerung der Warmfestigkeit der AlSi7Mg-Legierungen wird weiterhin durch den Kupferanteil erzielt (Bild 3.9a,b). Feikus [FeOp1999] hat im Rahmen einer Optimierung einer AlSi7Mg-Gusslegierung den Cu-Gehalt gezielt variiert (0; 0,5 und 1 wt %). Bei erhöhten Temperaturen zeigen die Legierungen mit 0,5 bzw. 1 % Kupfer bessere Festigkeitswerte im Vergleich zu kupferfreien AlSi7Mg-Legierungen, wobei sich ein Optimum bei 0,5 – 1 % einzustellen scheint, da die Festigkeitswerte der AlSi7MgCu0,5 und der AlSi7MgCu1-Legierung nur geringe Unterschiede aufweisen. Die Festigkeitssteigerung erfolgt wie bei der Zugabe von Magnesium auf Kosten der Duktilität (Bild 3.9c).

Neben den festigkeitssteigernden Legierungselementen wirken sich Strontium und Antimon aufgrund der Gefügeveredelung auf die mechanischen Eigenschaften der AlSi7Mg-Legierungen aus (Bild 3.10). Der festigkeitssteigernde Einfluss von Sr und Sb ist nur gering und beträgt ungefähr 10 % bezogen auf die 0,2 %-Dehngrenze und ca. 7 % auf die Zugfestigkeit. Der entscheidende Vorteil der Veredelung zeigt sich in der Erhöhung der Duktilität der AlSi7Mg-Legierungen, da sie maßgeblich das Bruchverhalten (Rissinitiierung und Rissausbreitung) beeinflusst. Dadurch lassen sich die Bruchdehnungswerte um ungefähr 150% verbessern. Es wird weiterhin deutlich, dass Sr einen größeren Effekt auf die mechanischen Kurzzeiteigenschaften hat als Sb [ShIn2004, WaMi2003].

Die Festigkeitseigenschaften (0,2 %-Dehngrenze und Zugfestigkeit) verändern sich außerdem durch die Wärmebehandlung (Bild 3.9b und Bild 3.10b). Zum einen wird die Festigkeit durch Bildung der gewünschten Ausscheidungsphasen während der T6-Wärmebehandlung erhöht. Die Festigkeitssteigerung beläuft sich für diese Legierung auf knapp 50 % [ShIn2004]. Weiterhin zeigen sich trotz vergleichbarer chemischer Zusammensetzung der beiden AlSi7Mg0,3-Legierungen deutliche Unterschiede in den Kurzzeiteigenschaften [WaMi2003, ShIn2004]. Diese Unterschiede sind auf die zusätzliche HIP-Behandlung bei [WaMi2003] zurückzuführen, welche die Porosität im Werkstoff reduziert und dadurch die mechanischen Kurzzeiteigenschaften verbessert (Abschnitt 3.3.2).

Schließlich haben Gussfehler eine Auswirkung auf die mechanischen Eigenschaften von AlSi7Mg-Gusslegierungen. Speziell der Einfluss der Porosität (P = Porositätsgrad in %) äußert sich sowohl in der 0,2 %-Dehngrenze als auch in der Zugfestigkeit (Bild 3.9a,b). Bei beiden Kenngrößen bewirkt eine Steigerung des Porositätsgrades von 0 auf 8 % einen Verlust von ~ 10 % Raumtemperaturfestigkeit [SoEi1990, ZhEi2004]. Die Bruchdehnung scheint bei Raumtemperatur unabhängig vom Porositätsgrad zu sein (Bild 3.9c). Diese Erkenntnis wird durch [TrVo2005] modifiziert. Er konnte in seinen Untersuchungen nachweisen, dass die Bruchdehnung im Bereich von technisch relevanter Porosität ($P \leq 1$ %) unabhängig vom Porositätsgrad ist. Für höhere Porositätsgrade wird eine tendenzielle Abnahme der Bruchdehnung festgestellt.

Das Bruchverhalten unter quasistatischer, zeitunabhängiger Zugbelastung einer AlSi7Mg-Legierung ist in [WaMi2003, HaAs1994, HaFr1996] beschrieben. Die eutektischen Partikel sowie die intermetallischen Phasen brechen demnach beim Erreichen einer kritischen Spannung auf. Die Matrix-Partikelgrenzfläche bleibt dabei noch intakt. Die Anzahl der aufgebrochenen Partikel hängt von der Größe, dem Längenverhältnis und der Teilchenanhäufung (Cluster) bzw. dem Teilchenabstand ab. Dementsprechend reißen ausgedehnte Teilchen und Teilchen mit geringem Teilchenabstand häufiger auf. Die Bruchstellen werden mit zunehmender Spannung breiter. Wird lokal eine kritische Anzahl von aufgebrochenen Teilchen erreicht, bilden sich Risse, die über die Matrix zusammenwachsen. Die Rissausbreitung geht schnell voran und hängt von den Matrixeigenschaften ab. Das Risswachstum findet vorwiegend im interdendritischen Bereich statt. Daher hängt der Rissverlauf vom Sekundärdendritenarmabstand ab. Bei einem Gefüge mit großem sDAS sind die eutektischen Teilchen und die IMP in interdendritischen Bereichen größer. Dementsprechend verlaufen die Risse transkristallin entlang dieser Ansammlungen durch die Dendritenzwischenräume. Bei einem Gefüge mit geringem sDAS sind die Teilchenanhäufungen in den Dendritenzwischenräumen diskontinuierlich, wodurch sich der Bruchpfad mehrheitlich interkristallin an den Korngrenzen ausbildet [WaMi2003]. Die beschriebenen Bruchvorgänge beeinflussen ebenfalls die Duktilität. Grobe Strukturen mit Teilchenanhäufungen von großen Partikeln mit hohem Längenverhältnis haben eine höhere Partikelbruchrate und damit eine geringere Duktilität im Vergleich zu feinen Strukturen [WaMi2003, HaAs1994, HaFr1996].

3.4 Werkstoffverhalten/ -beschreibung

Das Werkstoffverhalten von Metallen ändert sich unter dem Temperatureinfluss vom zeitunabhängigen zum zeitabhängigen Verformungsverhalten. Dieser Übergang ist werkstoffabhängig und vollzieht sich fließend ab Temperaturen von ca. 40 % der Schmelztemperatur T_s (in K). Im Hochtemperaturbereich ($T > 0,4 \cdot T_s$) gibt es Gefügeveränderungen, die aufgrund der Thermodynamik und Kinetik zeitabhängig ablaufen. Die zeitabhängigen, thermisch aktivierten Vorgänge ergeben sich im Wesentlichen durch (Leerstellen-)Diffusion, wodurch das Klettern von (Stufen-)Versetzungen möglich wird. Weiter sind Versetzungsbewegungen durch Quergleiten deutlich erleichtert. Je nach Belastung und Temperatur ergibt sich ein bestimmter Verformungsmechanismus (**Bild 3.11**).

Bei Belastungen oberhalb der (statischen) Fließgrenze kommt es zu temperaturunabhängigem Versetzungsgleiten, der konventionellen plastischen Verformung, die durch das Erreichen der

theoretischen Festigkeit begrenzt wird. Erst bei geringerer mechanischer Belastung wirkt sich die Temperatur auf den Verformungsprozess aus. Die elastische Verformung überwiegt die mikroplastischen Verformungen im Bereich von 0,3 bis 0,6 T_s (je nach Belastung). Bei höheren Temperaturen (von ca. 0,4 bis T_s) wechselt der Verformungsmechanismus zum Kriechen. Je nach mechanischer Belastung wird die Verformung in Versetzungs- und Diffusionskriechen unterteilt. Diese Unterscheidung

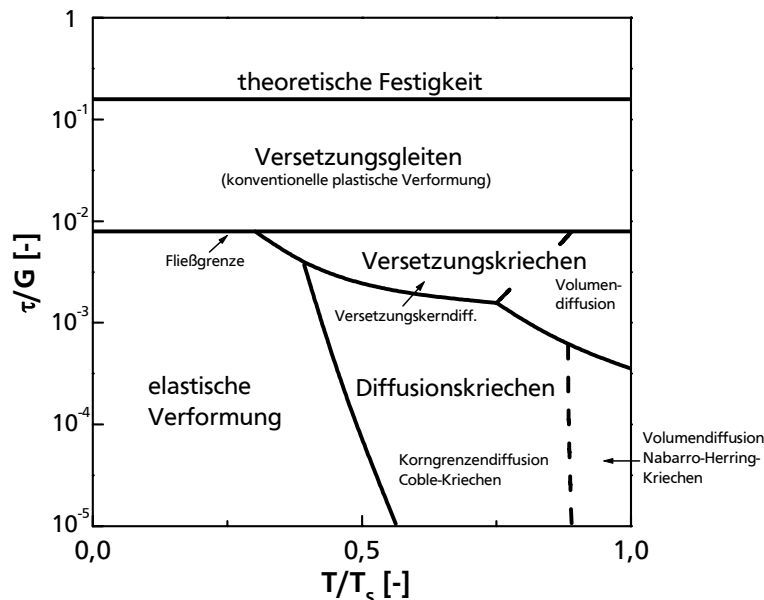


Bild 3.11: Verformungsmechanismuskarte für zeitabhängiges Verformungsverhalten [BüHa2006].

kann aufgrund der Spannungsabhängigkeit des Kriechens nach einem Potenzgesetz (Norton'sches Kriechgesetz, Abschnitt 3.4.1, Gl. 3.7) über den Spannungsexponenten n erfolgen. Bei sehr geringen Spannungsexponenten $n \approx 1$ liegt Diffusionskriechen und bei mittleren bis hohen Exponenten $3 \leq n \leq 40$ Versetzungskriechen vor. Die Spannungsexponenten für Versetzungskriechen sind stark abhängig vom Legierungstyp (einhaisige oder mehrphasige Legierungen). Der Übergang zum Versetzungsgleiten ist durch den „power-law-breakdown“ gekennzeichnet. Ab hier hat das Potenzgesetz keine Gültigkeit mehr. Beim

Versetzungskriechen setzen sich die Verformungsbewegungen aus dem schnell ablaufenden Gleiten und dem langsam ablaufenden Klettern zusammen. Beim letztgenannten können die Versetzungen thermisch aktiviert die Gleitebene verlassen und sich dadurch gegenseitig auslöschen. Dieser Vorgang wird Erholung genannt und ist der entscheidende und geschwindigkeitsbestimmende Schritt des Kriechvorganges. Nach dem Auslöschvorgang müssen sich neue Versetzungen gleicher Länge und Energie bilden, da sich die äußeren und inneren Spannungen im Gleichgewicht befinden müssen. Somit kommt es zu einer kontinuierlichen (Kriech-)Verformung. Das Versetzungskriechen lässt sich noch weiter anhand des vorherrschenden Diffusionsmechanismus in Gebiete der Versetzungskern- und Volumendiffusion unterteilen. Bei Temperaturen von ca. $0,4$ bis $0,7 T_s$ ist die Versetzungskern diffusion entscheidend, da die Aktivierungsenergie für Atomplatzwechsel entlang eines Versetzungskerns erheblich geringer ist als bei regulärer Volumendiffusion (Gitterdiffusion). Steigt die Temperatur auf Werte größer $0,7 T_s$, überwiegt die Volumendiffusion aufgrund des höheren Volumens, welches an der Gitterdiffusion beteiligt ist. Bei niedrigeren Spannungen überwiegt das Diffusionskriechen, da die Verformung fast nur über den Materialtransport durch Diffusion stattfindet. Die Diffusionswege unterteilen das Diffusionskriechen in Korngrenzdiffusion (Coble-Kriechen) und in Volumendiffusion (Nabarro-Herring-Kriechen). Bei Temperaturen unterhalb $0,8 T_s$ findet die Diffusion vorwiegend an den Korngrenzen statt, da die Aktivierungsenergie für Korngrenzdiffusion nur etwa halb so groß ist wie die für Gitterdiffusion. Überschreitet die Temperatur ungefähr $0,8 T_s$, wird der überwiegende Anteil des Materialtransportes über das Korninnere geliefert, denn es stehen im Vergleich zu den Korngrenzen viel Diffusionsvolumen zur Verfügung. Der Übergang zwischen Coble- und Nabarro-Herring-Kriechen ist außer von der Temperatur noch von der Korngröße abhängig. Neben dem Versetzungs- und Diffusionskriechen findet bei erhöhten Temperaturen ($T > 0,4 \cdot T_s$) immer Korngrenzgleiten statt, d.h. die Körner gleiten entlang ihrer Grenzen aneinander ab. Dadurch nimmt der Korngrenzkriechanteil mit sinkender Korngröße zu. Darin besteht u.a. die Abhängigkeit der Kriechfestigkeit von der Korngröße [BüHa2006].

3.4.1 Phänomenologische Werkstoffbeschreibung

Die phänomenologische Werkstoffbeschreibung basiert auf empirischen Beobachtungen. In diesen Modellen wird das Werkstoffmodell streng genommen als „Black-Box“ angesehen, wobei das Eingabe-Ausgabe-Verhalten ohne Betrachtung der Werkstoffstruktur ermittelt wird. Die Werkstoffbeschreibung beruht auf der Formulierung der gemessenen mechanischen Größen (Spannungen, Dehnungen). Es werden empirische Beziehungen zwischen den Ein-

und Ausgangsgrößen entwickelt ohne dabei physikalische Verformungs- und Schädigungsmechanismen zu betrachten. Das hier vorgestellte Werkstoffverhalten basiert auf den Untersuchungen an Hochtemperaturwerkstoffen auf Eisen- und Nickelbasis. Eine detaillierte Beschreibung des Werkstoffverhaltens von AlSi7Mg-Gusslegierungen konnte in der Literatur nicht gefunden werden.

Kriechverhalten

Die zeitabhängigen Festigkeits- und Verformungskennwerte werden typischerweise mit Hilfe von Kriechversuchen ermittelt. Dabei wird bei konstanter Temperatur und Last die Kriechdehnung in Form der Kriechkurve als Funktion der Zeit (Zeitdehnschaubild) ermittelt (**Bild 3.12a**). Diese lässt sich durch drei Bereiche charakterisieren, dem Primär-, Sekundär- und Tertiärkriechbereich.

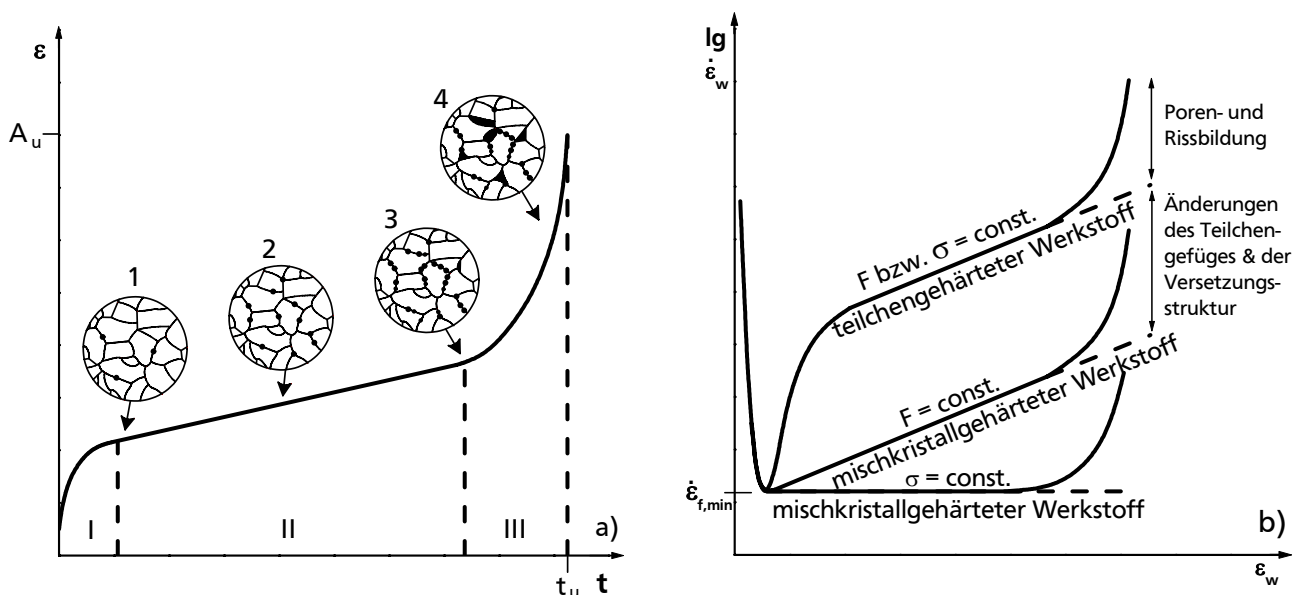


Bild 3.12: Schematische Darstellung der Kriechkurve einschließlich der Schädigungsvorgänge (a) und des Verlaufs der Kriechgeschwindigkeit über der Dehnung (b) [BüHa2006].

Im Primärkriechbereich I bauen sich aufgrund der äußeren Last mehr Versetzungen auf, als sich durch den thermisch aktivierten Erholungsprozess auslösen können. Der Werkstoff verfestigt, weshalb in diesem Abschnitt die Kriechgeschwindigkeit bis zum Erreichen ihres minimalen Wertes $\dot{\epsilon}_{f,min}$ abnimmt. Im Sekundärkriechbereich II (stationärer oder technischer Kriechbereich) stellt sich ein Gleichgewichtszustand zwischen Versetzungsaufbau und -abbau durch den Erholungsvorgang ein, wodurch sich ein mischkristallgehärteter Werkstoff mit seiner minimalen Kriechgeschwindigkeit weiterverformt (**Bild 3.12b**). Bei der häufig angewendeten kraftgeregelten Versuchsdurchführung ist ein Anstieg der Kriechgeschwindigkeit im sekundären Bereich zu beobachten. Dies ist auf die Erhöhung der

Spannung infolge der Querschnittsabnahme durch die Kriechverformung zurückzuführen. Im tertiären Bereich III nimmt die Kriechgeschwindigkeit aufgrund der fortschreitenden Schädigung in Form von Poren und Rissen sowie der Forminstabilität bedingt durch die Probeneinschnürung wieder deutlich zu. Bei teilchengehärteten Legierungen kann der Verlauf der Kriechkurve von dem idealen Verhalten aus Bild 3.12a abweichen. Dies liegt daran, dass sich das Teilchengefüge während des Kriechversuches bezüglich Teilchendurchmesser, -form, -verteilung und -anordnung verändert. Daher tritt die minimale Kriechgeschwindigkeit nur am Beginn des sekundären Kriechbereichs auf (Bild 3.12b). Das Ergebnis des Kriechversuchs ist neben der Kriechkurve ($\varepsilon-t$ -Verlauf), die Bruchzeit t_u , die Zeitbruchdehnung A_u und die Zeitbrucheinschnürung Z_u [BüHa2006].

Für die phänomenologische Beschreibung des Kriechverhaltens muss die Kriechdehnung ε_f aus der gemessenen Gesamtdehnung ε_t des Kriechversuches bestimmt werden. In **Bild 3.13** ist eine schematische Kriechkurve dargestellt. Bei der Belastung auf die Kriechspannung σ_0 ergibt sich eine Anfangsdehnung ε_0 gemäß der Fließkurve aus dem Warmzugversuch bei Prüftemperatur. Je nach Last setzt sich die Anfangsdehnung aus einem elastischen ε_e und einem inelastischen (plastischen Anteil) ε_i zusammen:

$$\varepsilon_0 = \varepsilon_e + \varepsilon_i = \frac{\sigma_0}{E} + \varepsilon_i \quad (3.3)$$

wobei sich der elastische Anteil auf der Kriechspannung und dem E-Modul E (Hooke'sches Gesetz) ergibt. Danach beginnt der Werkstoff zu kriechen und die Kriechdehnung ε_f nimmt mit der Zeit zu. Wird die Last vor Probenbruch weggenommen, reduziert sich die Gesamtdehnung sofort um den elastischen Teil der Anfangsbelastung. Bei einigen Werkstoffen stellt sich nach einiger Zeit zusätzlich eine anelastische Rückdehnung ε_k ein. Daraus ergeben sich folgende Größen des Kriechversuches, die Kriechdehnung ε_f , die plastische Dehnung ε_p und die permanente Dehnung ε_{per} :

$$\varepsilon_f = \varepsilon_t - \varepsilon_0 = \varepsilon_t - \varepsilon_e - \varepsilon_i = \varepsilon_t - \frac{\sigma_0}{E} - \varepsilon_i \quad (3.4)$$

$$\varepsilon_p = \varepsilon_t - \varepsilon_e = \varepsilon_t - \frac{\sigma_0}{E} \quad (3.5)$$

$$\varepsilon_{per} = \varepsilon_t - \varepsilon_e - \varepsilon_k = \varepsilon_t - \frac{\sigma_0}{E} - \varepsilon_k. \quad (3.6)$$

Die Beschreibung des Kriechverhaltens kann im einfachsten Fall über das Norton'sche Kriechgesetz erfolgen (Gl. 3.7). Dieser Zusammenhang beschreibt die Spannungsabhängigkeit

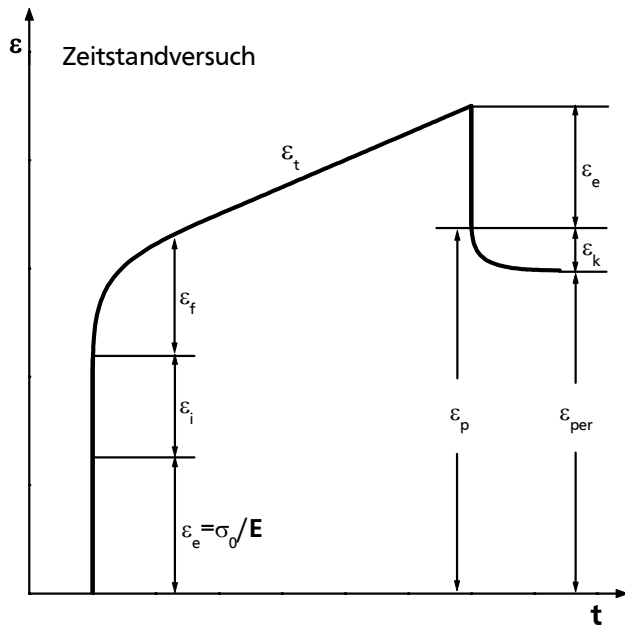


Bild 3.13: Schematische Kriech-Relaxationskurve mit den charakteristischen Unterteilungen in ε_t , ε_p und ε_{per} nach DIN EN ISO 204.

der Kriechdehnung über die minimale Kriechgeschwindigkeit $\dot{\varepsilon}_{f,min}$ mit Hilfe eines Potenzgesetzes. Für die Norton'sche Kriechgleichung wird neben einer temperatur- und werkstoffabhängigen Konstante K_1 der Spannungsexponent n benötigt. Diese Kriechgleichung beschreibt jedoch nur die Evolution der Kriechdehnung im sekundären Kriechbereich [NoTh1929]:

$$\dot{\varepsilon}_{f,min} = K_1 \cdot \sigma^n. \quad (3.7)$$

Eine Erweiterung des Norton'schen Kriechgesetzes stellt die Norton-Bailey-Kriechgleichung dar. Diese Kriechgleichung umfasst neben dem sekundären auch den primären Kriechbereich.

Diese Gleichung ist in der impliziten Schreibweise als Dehnungsfestigungsregel (Gl. 3.8) und in der expliziten Form als Zeitfestigungsregel (Gl. 3.9) bekannt.

$$\dot{\varepsilon}_{f,min} = m \cdot (K_2 \cdot \sigma^n)^{1/m} \cdot \varepsilon_f^{(m-1)/m} \quad (3.8)$$

$$\varepsilon_f = K_2 \cdot \sigma^n \cdot t^m \quad (3.9)$$

Hierbei ist die Kriechdehnung ε_f ebenfalls von einer temperatur- und werkstoffabhängigen Konstante K_2 und der Spannung σ mit dem dazugehörigen Spannungsexponenten n abhängig. Zusätzlich wird die Beanspruchungsdauer t und ein Zeitexponent m benötigt [PeDe1995].

Ferner gibt es phänomenologische Kriechgleichungen, die alle drei Kriechbereiche abdecken. Einer der einfachsten Ansätze geht auf Graham und Walles zurück [GrRe1955]:

$$\varepsilon_f = K_I \cdot t^{1/3} + K_{II} \cdot t + K_{III} \cdot t^3. \quad (3.10)$$

Die Evolutionsgleichung umfasst die Beanspruchungsdauer t und für jeden Kriechbereich eine temperatur-, spannungs- und werkstoffabhängige Konstante $K_{I,II,III}$. Der Vorteil liegt in der geringen Anzahl an zu bestimmenden Modellparametern [GrRe1955]. Dagegen hat die

modifizierte Garofalo-Gleichung [GaFu1965] eine größere Anzahl an Parametern und ist somit in der Lage das Kriechverhalten mit einer höheren Genauigkeit abzubilden:

$$\varepsilon_f = \varepsilon_{f1,\max} \cdot H(t) + \dot{\varepsilon}_{f,\min} \cdot t + K_3 (t/t_{23})^f \quad (3.11)$$

mit

$$H(t) = 1 - e^{-D_1 \cdot (t/t_{12})^u} . \quad (3.12)$$

Der Term $\varepsilon_{f1,\max}$ beschreibt den maximalen Kriechdehnungsbetrag im Primärbereich, der mit einer aufklingenden Zeitfunktion $H(t)$ gekoppelt ist. Diese berücksichtigt die Übergangszeit t_{12} zwischen primärem und sekundärem Kriechbereich und besitzt zwei temperatur- und spannungsabhängige Parameter D_1 und u . Der sekundäre Kriechanteil ergibt sich aus der Beanspruchungsdauer t und der minimalen Kriechgeschwindigkeit $\dot{\varepsilon}_{f,\min}$. Der tertiäre Kriechanteil wird über die Konstanten K_3 und f beschrieben. Ferner wird die Übergangszeit t_{23} zwischen dem sekundären und tertiären Kriechbereich benötigt [GaFu1965, FeIn2010]. Die Beschreibung des Kriechverhaltens nach dieser Gleichung liegt für einige warmfeste Stähle und Nickelbasislegierungen vor [ScHo2005, FeIn2010, KlCr1998]. Eine computerunterstützte Parameterbestimmung der oben beschriebenen Kriechgleichungen lässt sich mit Hilfe der Software INCA des Instituts für Werkstoffkunde der TU Darmstadt (IfW) durchführen [FeIn2010].

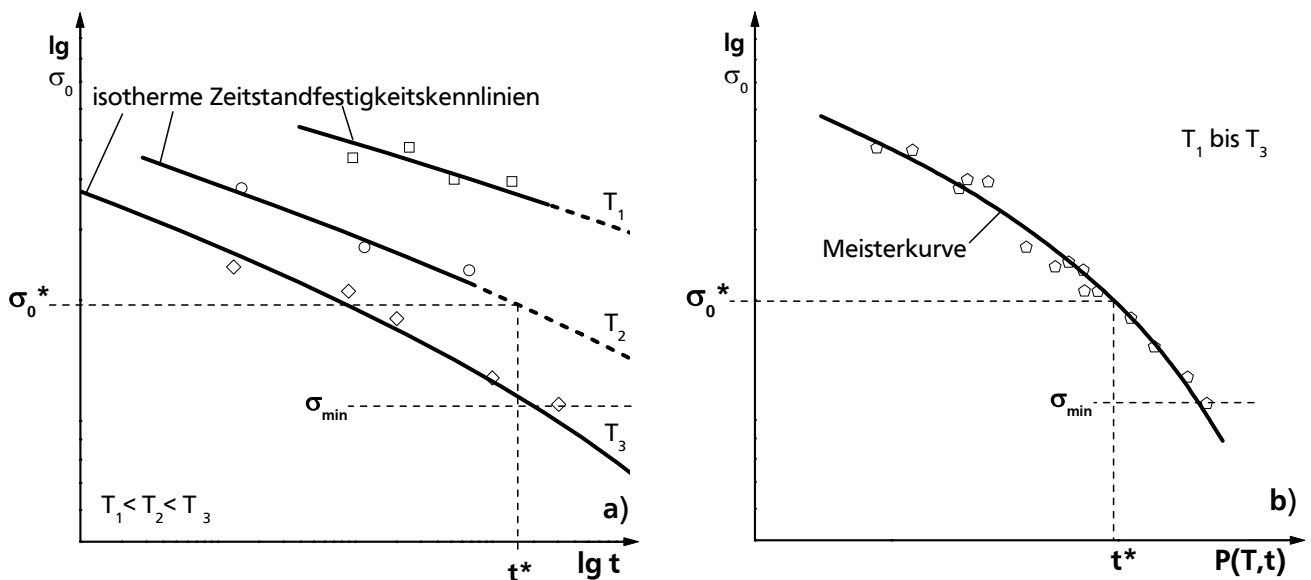


Bild 3.14: Zeitstandfestigkeiten für verschiedene Temperaturen (a) und schematische Darstellung der Meisterkurve mit Hilfe des Zeit-Temperatur-Parameters nach Larson-Miller (b) [ScHo2005].

Neben der Kriechkurve ist die Zeitstandbruchkurve eine wichtige Werkstoffkennlinie (**Bild 3.14a**). Dabei ist die Kriechspannung über der Zeit doppel-logarithmisch aufgetragen. Die Zeitstandbruchkurve gibt an, nach welcher Zeit der Werkstoff bei vorgegebener Kriechspannung und Temperatur bricht. Aufgrund der Streuungen der Einzelversuche ist es notwendig, eine Meisterkurve einschließlich des unteren Streubands zu bestimmen. Dazu können mehrere Verfahren verwendet werden u.a. Larson-Miller, Sherby-Dorn, Manson-Haferd, Manson-Brown, die alle einen Zeit-Temperatur-Parameter verwenden $P(t, T)$ [LaAt1952, OrCo1954, MaAl1953, MaTi1953]. Das Verfahren nach Larson-Miller [LaAt1952] ist als Sonderfall des Manson-Brown-Ansatzes eine einfache und gängige Methode, um den Zeit-Temperatur-Parameter zu errechnen. Dazu werden die Monkman-Grant-Beziehung [MoAn1956] und die Arrhenius-Beziehung miteinander verknüpft. Die Monkman-Grant-Beziehung gibt die Abhängigkeit der Bruchzeit t_u von der minimalen Kriechgeschwindigkeit $\dot{\epsilon}_{f,\min}$ wieder, wobei K_4 und m_{MG} Konstanten sind:

$$t_u = \frac{K_4}{\dot{\epsilon}_{f,\min}^{m_{MG}}} \quad (3.13)$$

bzw.

$$\lg t_u = \lg K_4 - m_{MG} \cdot \lg \dot{\epsilon}_{f,\min} . \quad (3.14)$$

Die Arrhenius-Beziehung erfasst den Zusammenhang zwischen der minimalen Kriechgeschwindigkeit $\dot{\epsilon}_{f,\min}$ und der Temperatur T (in K). Dabei sind K_5 , K_6 und K_7 Konstanten, Q_C die Aktivierungsenergie des Kriechens und R die allgemeine Gaskonstante:

$$\dot{\epsilon}_{f,\min} = K_5 \cdot e^{-\frac{Q_C}{RT}} \quad (3.15)$$

bzw.

$$\lg \dot{\epsilon}_{f,\min} = K_6 - K_7 \cdot \frac{1}{T} . \quad (3.16)$$

Wird in der logarithmischen Form die minimale Kriechgeschwindigkeit der Arrhenius-Beziehung in die Monkman-Grant-Beziehung eingesetzt, ergibt sich die Larson-Miller-Beziehung. Der Larson-Miller-Parameter P_{LM} , der die Bruchzeit und Temperatur verknüpft, enthält eine werkstoffspezifische Konstante ($C \approx 20$) und ergibt sich dementsprechend als:

$$P_{LM} = T \cdot (C + \lg t_u) . \quad (3.17)$$

Durch eine mathematische Anpassung mit einer geeigneten Funktion $\sigma(T, t)$, beispielsweise einer Polynomfunktion, ergibt sich die Meisterkurve für den untersuchten Werkstoff (**Bild 3.14b**):

$$P_{LM} = T \cdot (C + \lg t_u) = \sigma(T, t) \quad . \quad (3.18)$$

Aus dieser Beziehung können die isothermen Zeitstandfestigkeitskennlinien (Meisterkurven) einschließlich deren Streubänder berechnet werden. Gleichmaßen können mit dieser Methode beliebige Zeitdehnkennlinien bestimmt werden. Eine computerunterstützte Streubandauswertung nach diesem Vorgehen ist im Programm DESA des IfWs verwirklicht [GrSo1999]. Weiterhin ist es mit der Methode der Zeit-Temperatur-Parameter möglich, eine Extrapolation für die Zeitstand- und Zeitdehnwerte durchzuführen (Bild 3.14a, gestrichelte Linien). Dabei wird angenommen, dass die festigkeitsbestimmenden Gefüge- und Schädigungsvorgänge im Werkstoff bei höheren Prüftemperaturen schneller ablaufen als bei niedrigeren Temperaturen. Dieses Vorgehen ist jedoch nur in Temperatur- und Spannungsbereichen mit den gleichen Verformungs- und Schädigungsmechanismen möglich.

Ermüdungsverhalten

Wenn Bauteile einer zyklischen Beanspruchung (z.B. durch An- und Abfahrvorgänge) unterliegen, laufen andere Versagensmechanismen ab als bei statischen Lasten. Die Schädigung erfolgt an der Werkstoffoberfläche über Rissbildung und Risswachstum aufgrund von Extrusionen und Intrusionen an den aktiven Gleitebenen [IlWe2010]. Für die Bauteilauslegung unter zyklischer Belastung sind spezielle Werkstoffkennwerte des Ermüdungsverhaltens erforderlich. Dafür werden einachsige dehnungs- oder spannungsgeregelte Dehnwechselversuche (ohne Haltezeit) durchgeführt. Eine typische Spannungs-Dehnungs-Hystereseschleife mit den dazugehörigen Kennwerten bei überelastischer Beanspruchung ist in **Bild 3.15a** dargestellt. Je nach Beanspruchungsamplituden setzt sich die Gesamtdehnung $\varepsilon_{a,t}$ aus elastischer $\varepsilon_{a,e}$ und plastischer Dehnung $\varepsilon_{a,p}$ zusammen. Die Fläche innerhalb der Hystereseschleife gibt die irreversible Verformungsarbeit des Werkstoffes wieder.

Der Verlauf der zyklischen Belastung wird durch sogenannte Wechselverformungskurven charakterisiert (**Bild 3.15b**). Sie geben Aufschluss, ob der Werkstoff zyklisch ver- oder entfestigt. Zyklische Verfestigung äußert sich bei dehnungskontrollierten Versuchen durch eine Zunahme der Spannungsamplitude und bei spannungskontrollierten Versuchen durch eine Abnahme der Dehnungsamplitude. Im Falle der zyklischen Entfestigung stellt sich ein umgekehrtes Verhalten ein. Typischerweise kommt es während der zyklischen Belastung in späteren Lebensdauerstadien zu einer Schädigung durch Mikrorisse, wodurch die Spannungsamplitude in beiden Fällen abnimmt.

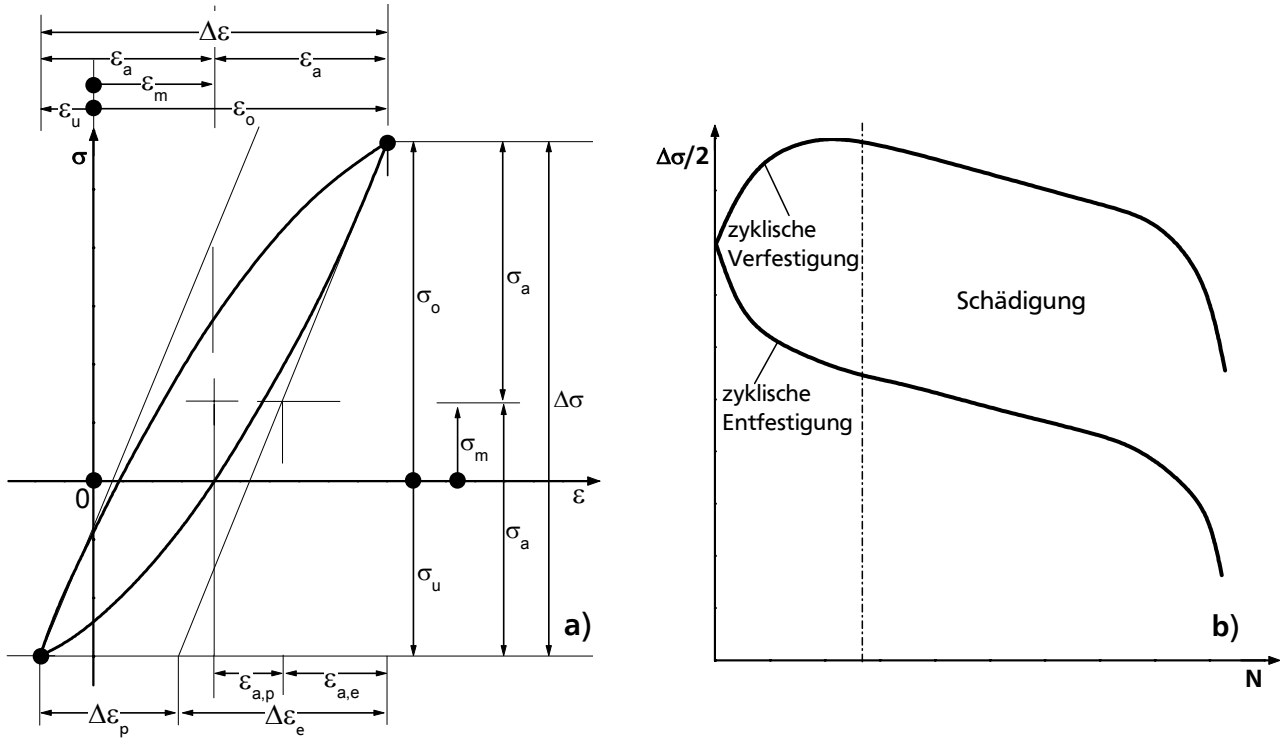


Bild 3.15: Schematische Darstellung einer Hystereseschleife mit den dazugehörigen Spannungs- und Dehnungsgrößen (a) [RaEr2007] sowie der schematische Verlauf der Wechselverformungskurven für zyklische Ver- und Entfestigung (b).

Die Ver- bzw. Entfestigung der Hystereseschleifen lässt sich allgemein durch die isotropen und kinematischen Effekte erklären, wobei der erstgenannte Werkstoffeffekt eine gleichmäßige Änderung der Spannungsamplitude in Zug- und Druckrichtung bewirkt. Kinematische Ver- bzw. Entfestigung bewirkt eine richtungsabhängige Veränderung der Spannungsamplitude. Dies bedeutet, dass die Spannungsamplitude in Zugrichtung zu und in Druckrichtung abnimmt oder umgekehrt (siehe Abschnitt 3.4.2). Diese Effekte verlieren mit steigender Schwingspielzahl an Wirkung, und die Wechselverformungskurve stabilisiert sich. Erfahrungsgemäß wird die Hystereseschleife bei halber Anrisswechselzahl ($N/N_A = 0,5$) als „stabilisierte“ Hystereseschleife definiert. Sie ist näherungsweise unabhängig von der Beanspruchungsart (spannungs- oder dehnungskontrolliert). Stabilisierte Hystereseschleifen werden verwendet, um das zyklische Spannungs-Dehnungsverhalten in Form der zyklischen Fließkurve abzubilden [MoCy1965, DoMe1998]. Die Umkehrpunkte der stabilisierten Hystereseschleifen bei den einzelnen Beanspruchungsamplituden ergeben die zyklische Fließkurve (Bild 3.16a). Die phänomenologische Beschreibung der zyklischen Fließkurve lässt sich mit dem zweiparametrischen Potenzansatz nach Ramberg-Osgood abbilden [RaDe1943]:

$$\varepsilon_{a,t} = \varepsilon_{a,e} + \varepsilon_{a,p} = \left[\frac{\sigma_a}{E} + \left(\frac{\sigma_a}{K'} \right)^{1/n'} \right] \cdot 100\% . \quad (3.19)$$

Dabei wird die Dehnungsamplitude $\varepsilon_{a,t}$ in den elastischen $\varepsilon_{a,e}$ und plastischen Anteil $\varepsilon_{a,p}$ unterteilt. Der elastische Anteil ergibt sich aus der Spannungsamplitude σ_a und dem Elastizitätsmodul E . Für die Berechnung des plastischen Anteils wird ein Verfestigungsexponent n' und eine Konstante K' , die den Spannungswert bei $\varepsilon_{a,p} = 1\%$ widerspiegelt, benötigt. Bei zyklischen Experimenten mit Mittelspannungen und –dehnungen sind komplexere Phänomene zu beobachten. Zum einen ist es möglich, dass bei spannungskontrollierten Experimenten die Mitteldehnung zunimmt. Dieses Verhalten wird als zyklisches Kriechen verstanden. Nimmt andererseits bei dehnungsgeregelten Experimenten die Mittelspannung ab, so liegt zyklische Relaxation vor [RaDe1943].

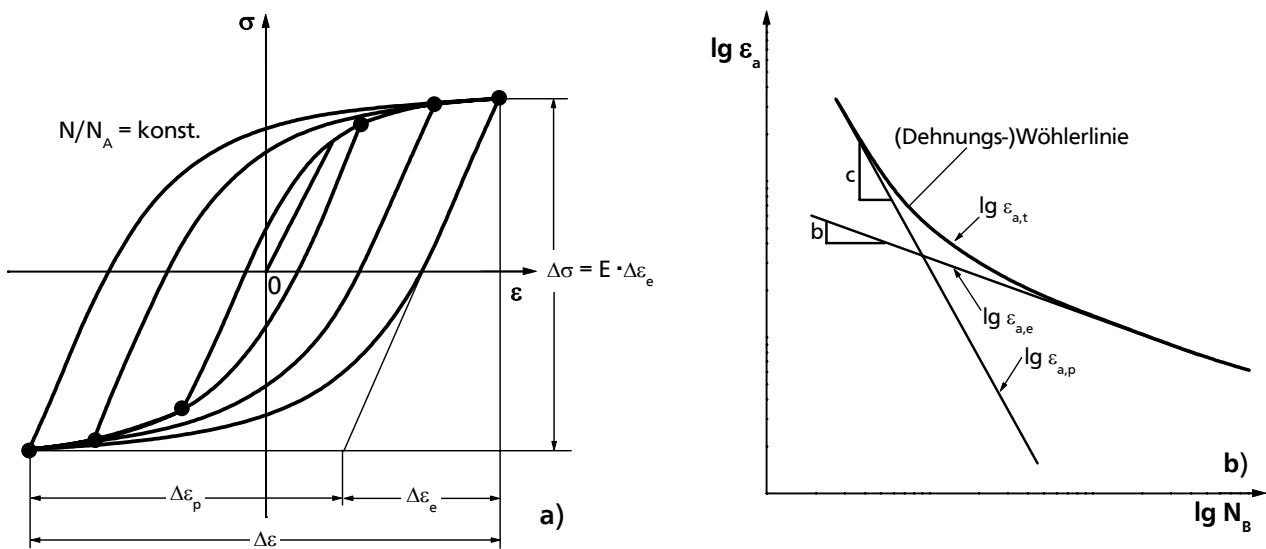


Bild 3.16: Schematische Darstellung der zyklischen Fließkurve (a) [MoCy1965, DoMe1998] sowie die schematische Darstellung der Dehnungswöhlerlinie mit Unterteilung in die elastische und plastische Teilgerade nach Manson und Coffin (b) [MaBe1953, MaFa1965, CoAS1954].

Neben dem zyklischen Verformungsverhalten ist die Beschreibung des Lebensdauerverhaltens bis zum Anriss oder Bruch von Interesse. Der Zusammenhang zwischen Beanspruchungsamplitude und Lebensdauer erfolgt üblicherweise im (Dehnungs-)Wöhlerdiagramm (**Bild 3.16b**). Hier ist die Beanspruchung über der Anrisswechselzahl N_A bzw. die Bruchlastwechselzahl N_B logarithmisch aufgetragen. Es erfolgt generell eine Unterteilung in den niederzyklischen (Low Cycle Fatigue, LCF) und den hochzyklischen (High Cycle Fatigue, HCF) Ermüdungsbereich anhand der Zyklenzahl bis zum Bruch. Bei Bruchlastwechselzahlen von $N_B < 10^4 - 10^5$ wird von LCF-Beanspruchung und bei $N_B > 10^4 - 10^5$ von HCF-Beanspruchung gesprochen [BüHa2006]. Die Wöhlerlinie lässt sich phänomenologisch mittels zweier Potenzansätze nach Manson [MaBe1953, MaFa1965], Coffin [CoAS1954] und Morrow [MoCy1965] beschreiben. Dazu wird die Wöhlerlinie in einen elastischen (Gl. 3.20) und einen

plastischen Anteil (Gl. 3.21) aufgeteilt:

$$\varepsilon_{a,e} = \frac{\sigma'_f}{E} \cdot (2N)^b \cdot 100\% \quad (3.20)$$

$$\varepsilon_{a,p} = \varepsilon'_f \cdot (2N)^c \cdot 100\% \quad (3.21)$$

Neben dem E-Modul E sind die Schwingfestigkeitskoeffizienten σ'_f und der zyklische Duktilitätskoeffizient ε'_f , sowie die Exponenten b und c , die bei logarithmischer Auftragung der Geradensteigung entsprechen, zu bestimmen. Durch Addition der beiden Anteile ergibt sich die Wöhlerlinie für die Gesamtdehnung $\varepsilon_{a,t}$ in Abhängigkeit der Schwingspiellanzahl N :

$$\varepsilon_{a,t} = \varepsilon_{a,e} + \varepsilon_{a,p} = \left[\frac{\sigma'_f}{E} \cdot (2N)^b + \varepsilon'_f \cdot (2N)^c \right] \cdot 100\% \quad (3.22)$$

Die phänomenologischen Beschreibungen des Fließ- und Lebensdauerverhaltens sind miteinander verknüpft, wodurch sich zwei Verträglichkeitsbedingungen V_1 und V_2 ergeben:

$$V_1 = \frac{b}{c} \quad (3.23)$$

$$V_2 = \frac{\sigma'_f}{\varepsilon'_f \cdot (b/c)} \quad (3.24)$$

In der Praxis werden die Parameter für die zyklische Fließkurve und die Wöhlerlinie vielfach unabhängig voneinander durch lineare Regression bestimmt, weshalb sich geringe Abweichungen von der Verträglichkeitsbedingung einstellen können [MaBe1953, MaFa1965, CoAS1954, MoCy1965, RaEr2007].

3.4.2 Konstitutive Werkstoffbeschreibung

Die konstitutiven Werkstoffmodelle umfassen die mathematische Beschreibung der Werkstoffgesetze durch ein gekoppeltes Differentialgleichungssystem mit inneren Variablen. Damit ist es möglich, die dreidimensionale Verformung und Schädigung eines Materials zu beschreiben. Ein bekanntes und weit verbreitetes konstitutives elastisch-viskoplastisches Materialmodell ist das Chaboche-Modell, welches in [ReVe2003, ReTh2003, SaKo2007, SaSe2006, SiZu2007, BeFo2010, BeVe2010] publiziert und in [SaSe2006, SiZu2007, BeFo2010, BeVe2010] für die Werkstoffklasse der Cr-Stähle angewendet wurde. Das Materialmodell nach Chaboche basiert auf dem 2. Satz der Thermodynamik (Clausius-Duhem-Ungleichung) und ist an folgende Randbedingungen gebunden:

- nur kleine Verformungen zulässig $< 5\%$
- nur isotherme Verformungen bei homogener Temperaturverteilung zulässig.

Dieses konstitutive Chaboche-Modell geht von einer additiven Zerlegung des Dehnungstensors \mathbf{E} in einen elastischen \mathbf{E}_e und plastischen Anteil \mathbf{E}_p aus:

$$\mathbf{E} = \mathbf{E}_e + \mathbf{E}_p . \quad (3.25)$$

Die freie Energie ψ ist eine Funktion des elastischen Anteils des Dehnungstensors \mathbf{E}_e , der Dehnungsgröße der kinematischen Verfestigung \mathbf{Y} und der isotropen Verfestigung r und wird dementsprechend in einen elastischen ψ_e und einen plastischen Anteil ψ_p eingeteilt.

$$\psi(\mathbf{E}_e, \mathbf{Y}, r) = \psi_e(\mathbf{E}_e) + \psi_p(\mathbf{Y}, r) . \quad (3.26)$$

Der elastische Teil der freien Energiefunktion $\psi_e(\mathbf{E}_e)$ setzt sich aus dem elastischen Anteil des Dehnungstensors \mathbf{E}_e , dem Elastizitätstensor \mathbf{C} und der Materialdichte ρ zusammen:

$$\psi_e(\mathbf{E}_e) = \frac{1}{2\rho} \mathbf{E}_e \cdot \mathbf{C}[\mathbf{E}_e] \quad (3.27)$$

$$\text{mit } \mathbf{C} := 2\mu\mathbf{I} \cdot \lambda\mathbf{1} \otimes \mathbf{1} .$$

Zur Berechnung des Elastizitätstensors \mathbf{C} sind die Lamé'schen Konstanten μ, λ und die Einheitstensoren zweiter $\mathbf{1}$ und vierter Stufe \mathbf{I} notwendig. Das verallgemeinerte Elastizitätsgesetz (Hooke'sches Gesetz) erfolgt über die Verknüpfung des Spannungstensors \mathbf{T} mit dem Elastizitätstensor \mathbf{C} und dem elastischen Dehnungstensor \mathbf{E}_e :

$$\mathbf{T} := \rho \frac{\partial \psi_e}{\partial \mathbf{E}_e} = \mathbf{C}[\mathbf{E}_e] . \quad (3.28)$$

Der plastische Anteil der freien Energiefunktion $\psi_p(\mathbf{Y}, r)$ lässt sich in einen kinematischen $\psi_p^{kin}(\mathbf{Y})$ und einen isotropen Anteil $\psi_p^{is}(r)$ unterteilen, wobei γ ein Materialparameter und r die Dehnungsgröße der isotropen Verfestigung, c ein Materialparameter und \mathbf{Y} die Dehnungsgröße der kinematischen Verfestigung und ρ die Materialdichte ist.

$$\psi_p(\mathbf{Y}, r) = \psi_p^{is}(r) + \psi_p^{kin}(\mathbf{Y}) = \frac{\gamma}{2\rho} r^2 + \frac{c}{2\rho} \mathbf{Y} \cdot \mathbf{Y} \quad (3.29)$$

Aus der Ableitung der freien Energiefunktion definieren sich die Spannungsgrößen der isotropen R und der kinematischen Verfestigung ξ (Gl. 3.30 und Gl. 3.31). Darin ist r_0 ein weiterer Materialparameter der isotropen Verfestigung.

$$R := \rho \frac{\partial \psi_p^{is}}{\partial r} = \gamma(r_0 + r) \quad (3.30)$$

$$\xi := \rho \frac{\partial \psi_p^{kin}}{\partial \mathbf{Y}} = c\mathbf{Y} \quad (3.31)$$

Die Vergleichsspannung f wird nach „von Mises“ aus der Differenz des deviatorischen Anteils des Spannungstensors \mathbf{T}^D und der kinematischen Verfestigung ξ^D gebildet:

$$f = f(\mathbf{T}, \xi) = \sqrt{\frac{3}{2}(\mathbf{T} - \xi)^D \cdot (\mathbf{T} - \xi)^D} . \quad (3.32)$$

Die viskose Überspannung F , welche die treibende Kraft für die Plastizierung darstellt, ergibt sich aus der Differenz der Vergleichsspannung $f(\mathbf{T}, \xi)$ mit der isotropen Verfestigung R und dem Materialwiderstand gegen plastische Verformung k_0 :

$$F = F(\mathbf{T}, \xi, R) = f(\mathbf{T}, \xi) - R - k_0 . \quad (3.33)$$

Demzufolge entstehen plastische Dehnungen aufgrund des deviatorischen Unterschiedes zwischen Spannungs- und Rückspannungstensor ohne Berücksichtigung des hydrostatischen Anteils. Der deviatorische Anteil des Spannungstensors steht senkrecht auf dem hydrostatischen Anteil, der sich auf der Symmetrieachse der Fließfläche bewegt. Dementsprechend kann nur der deviatorische Anteil eine plastische Verformung hervorrufen. Von der viskosen Überspannung ist es abhängig, ob sich elastische oder plastische Verformungen im Material einstellen. Somit entstehen elastische Verformungen wenn

$$F \leq 0 \text{ bzw. } f \leq k_0 \text{ und } \left(\frac{d}{dt} F\right) = 0 \quad (3.34)$$

und plastische Verformungen wenn

$$F > 0 \text{ bzw. } f > k_0 \text{ und } \left(\frac{d}{dt} F\right) > 0 . \quad (3.35)$$

Für die Evolution der Änderungsrate der plastischen Bogenlänge \dot{s} sind mehrere Ansätze definiert. Der einfachste Ansatz entspricht dem Viskositätsgesetz nach Norton mit zwei Viskositätsparametern η und m , wobei die viskose Überspannung F die treibende Kraft darstellt:

$$\dot{s} := \frac{\langle F \rangle^m}{\eta} . \quad (3.36)$$

Weitere Erweiterungen dieser Gleichung sind in [SiZu2007] zu finden. In einem ersten Ansatz wird das Norton-Gesetz mit einem weiteren Term ergänzt, wodurch die Spannungsabhängigkeit nach dem power-law-breakdown anhand einer zweiten Steigung bestimmt werden kann:

$$\dot{s} := \frac{\langle F \rangle^{m_1}}{\eta_1} + \frac{\langle F \rangle^{m_2}}{\eta_2} . \quad (3.37)$$

Dazu sind vier Viskositätsparameter η_1, m_1, η_2, m_2 notwendig. Eine genauere Anpassung der Spannungsabhängigkeit im gesamten Spannungsbereich ist nur durch eine Erweiterung

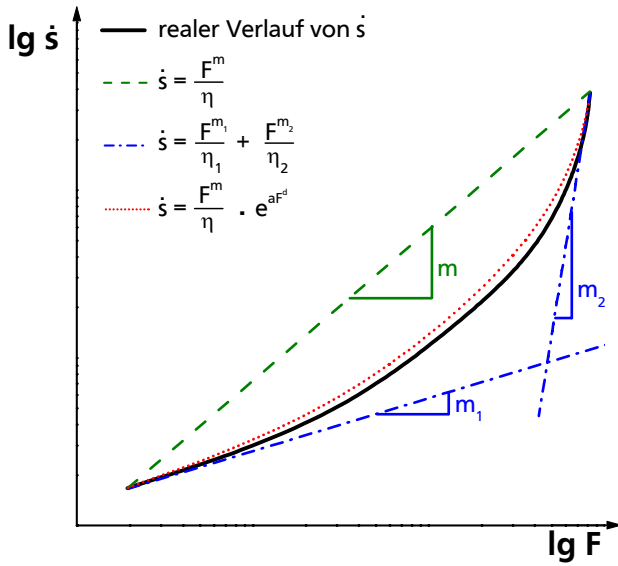


Bild 3.17: Schematischer Verlauf der verschiedenen Evolutionsgleichungen der plastischen Bogenlängen in Abhängigkeit der viskosen Überspannungen im gesamten Spannungsbereich.

einer e-Funktion und zwei zusätzlichen Viskositätsparametern a und d möglich (Gl. 3.38). Die verschiedenen Evolutionsgleichungen der Änderungsrate der plastischen Bogenlänge in Abhängigkeit der viskosen Überspannung sind in **Bild 3.17** abgebildet. Dabei wird die verbesserte Anpassung im gesamten Spannungsbereich durch die beiden Erweiterungen des Norton-Gesetzes ersichtlich.

$$\dot{s} := \frac{\langle F \rangle^m}{\eta} \cdot e^{a \langle F \rangle^d} \quad (3.38)$$

Die Änderungsrate des plastischen Dehnungstensors $\dot{\mathbf{E}}_p$ entwickelt sich proportional zur Änderungsrate der plastischen Bogenlänge \dot{s} in Richtung der

Normalen auf der Fließfläche (Gl. 3.39). Somit ist die Fließrichtung des plastischen Dehnungstensors wiederum vom deviatorischen Unterschied von Spannungs- und Rückspannungstensor abhängig.

$$\dot{\mathbf{E}}_p = \frac{\partial f}{\partial \mathbf{T}} = \frac{3}{2} \frac{(\mathbf{T} - \boldsymbol{\xi})^D}{f} \dot{s} \quad (3.39)$$

Aus der Dissipationsungleichung $D_d \geq 0$ für die thermodynamische Konsistenz (Clausius-Duhem-Ungleichung) leiten sich die Evolutionsgleichungen für die Änderungsrate der Dehnungsgrößen der kinematischen $\dot{\mathbf{Y}}$ und isotropen Verfestigung \dot{r} ab:

$$D_d = \mathbf{T} \cdot \dot{\mathbf{E}}_p - \rho \frac{d}{dt} \psi_p = \mathbf{T} \cdot \dot{\mathbf{E}}_p - \boldsymbol{\xi} \cdot \dot{\mathbf{Y}} - R \cdot \dot{r} = \dot{s} \cdot k_0 + R(\dot{s} - \dot{r}) + \boldsymbol{\xi} \cdot (\dot{\mathbf{E}}_p - \dot{\mathbf{Y}}) \geq 0. \quad (3.40)$$

Damit Gl. 3.40 erfüllt ist, muss $R \cdot (\dot{s} - \dot{r}) \geq 0$ und $\boldsymbol{\xi} \cdot (\dot{\mathbf{E}}_p - \dot{\mathbf{Y}}) \geq 0$ gelten. Dies ist mit dem Verfestigungsansatz von Armstrong-Frederick [ArAm1966] für beide Dehnungsgrößen gegeben. Die Evolutionsgleichung der Änderungsrate der kinematischen Ver- und Entfestigung wurde nach [SiZu2007] mit einer Funktion $B(s)$ (Gl. 3.42) erweitert, die den dynamischen Erholungsterm steuert. Damit ist es möglich verfestigendes Verhalten für $0 < B(s) < 1$, neutrales Verhalten $B(s) = 1$ und entfestigendes Verhalten für $B(s) > 1$ mit den beiden Parametern B_1 und B_2 abzubilden.

$$\dot{\mathbf{Y}} = \dot{\mathbf{E}}_p - B \cdot b \dot{s} \mathbf{Y} - p \|c \mathbf{Y}\|^{w-1} \mathbf{Y} \quad (3.41)$$

$$\text{mit } B(s) = B_1 + (1 - B_1) e^{-B_2 \cdot s} \quad (3.42)$$

$$\dot{r} = \dot{s} - \beta r \dot{s} - \pi (\gamma \cdot r)^{\omega-1} r \quad (3.43)$$

Die Evolutionsgleichung der Änderungsrate der kinematischen Verfestigung $\dot{\mathbf{Y}}$ setzt sich aus einem erzeugenden und zwei begrenzenden Termen mit drei weiteren Materialparametern b, p und w zusammen. Der erzeugende Term sorgt dafür, dass die Änderungsrate der kinematischen Verfestigung linear mit der Änderungsrate des plastischen Dehnungstensors $\dot{\mathbf{E}}_p$ ansteigt. Dies bedeutet, dass die kinematische Verfestigung eine Verschiebung der Fließfläche in Richtung der plastischen Dehnung bewirkt. Damit werden die richtungsabhängigen Werkstoffeffekte wie z.B. Aufstauen von Versetzungen an Korn- und Subkorn Grenzen beschrieben. Die Verfestigung wird durch die statischen und dynamischen Erholungsterme begrenzt. Der dynamische Anteil beschreibt die gegenseitige Auslöschung von Versetzungen mit zunehmender Versetzungsdichte bei steigender plastischer Verformung. Der statische Erholungsterm bildet den thermisch aktivierten Versetzungsabbau bei erhöhten Temperaturen ab. Die beiden Erholungsterme treffen ebenfalls auf die Evolutionsgleichung der Änderungsrate der isotropen Verfestigung \dot{r} zu (Gl. 3.43). Hier sind zusätzliche Materialparameter β, π und ω notwendig. Der erzeugende Term ist in diesem Fall die Geschwindigkeit der plastischen Bogenlänge \dot{s} und ist richtungsunabhängig. Deshalb bewirkt er eine gleichmäßige Aufweitung des Fließzylinders. Die isotrope Verfestigung wird mikrostrukturell mit der Steigerung der Versetzungsdichte infolge plastischer Verformung interpretiert.

Somit enthält das elastisch-viskoplastische Chaboche-Modell für die Verformungsberechnung 18 Parameter: $E, \nu, \gamma, c, r_o, k_0, m, \eta, a, d, b, p, w, B_1, B_2, \beta, \pi$ und ω .

Isotrope Schädigung mit Energieäquivalenz

Die Charakterisierung der kontinuierlichen Schädigung eines Werkstoffes durch Poren und Mikrorisse erfolgt durch die Schädigungsgröße D . Es wird davon ausgegangen, dass sich die Schädigung isotrop entwickelt, was eine Vereinfachung des realen Materialverhaltens darstellt. Diese isotrope Schädigung wird unter Annahme der Energieäquivalenz zwischen realem, geschädigtem und fiktivem, ungeschädigtem Material (f) in die Chaboche-Gleichungen für Verformung eingearbeitet (**Bild 3.18**).

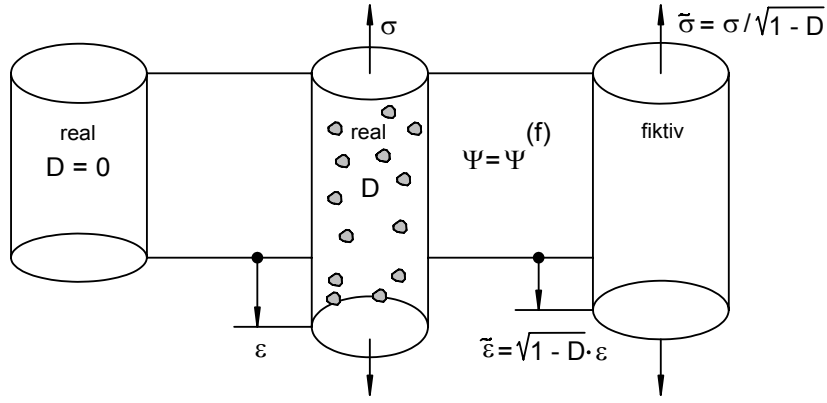


Bild 3.18: Bildung der effektiven Spannungs- und Dehnungsgrößen für das fiktive Material unter Annahme der Energieäquivalenz zwischen realem und fiktivem Material unter mechanischer Beanspruchung [SiZu2007].

Dazu werden die Spannungsvariablen \mathbf{T} , ξ und R durch effektive Spannungsvariablen $\tilde{\mathbf{T}}$, $\tilde{\xi}$, \tilde{R} in Abhängigkeit der Schädigung D ersetzt:

$$\tilde{\mathbf{T}} = \frac{\mathbf{T}}{\sqrt{1-D}}, \quad \tilde{\xi} = \frac{\xi}{\sqrt{1-D}}, \quad \tilde{R} = \frac{R}{\sqrt{1-D}}. \quad (3.44)$$

Durch die Annahme der Energieäquivalenz muss die freie Energie des realen ψ und des fiktiven Materials $\bar{\psi}$ gleich sein:

$$\psi(\mathbf{E}_e, Y, r, D) = \psi_e(\mathbf{E}_e, D) + \psi_p(\mathbf{Y}, r, D) \quad (3.45)$$

$$\tilde{\psi}(\tilde{\mathbf{E}}_e, \tilde{\mathbf{Y}}, \tilde{r}) = \tilde{\psi}_e(\tilde{\mathbf{E}}_e) + \tilde{\psi}_p(\tilde{\mathbf{Y}}, \tilde{r}) = \frac{1}{2\rho} \cdot \tilde{\mathbf{E}}_e \cdot \mathbf{C}[\tilde{\mathbf{E}}_e] + \frac{\gamma}{2\rho} \tilde{r}(\tilde{r} + 2\tilde{r}_0) + \frac{c}{2\rho} \tilde{\mathbf{Y}} \cdot \tilde{\mathbf{Y}}$$

$$\psi_e(\mathbf{E}_e, D) := \tilde{\psi}_e(\tilde{\mathbf{E}}_e), \quad \psi_p(\mathbf{Y}, r, D) = \tilde{\psi}_p(\tilde{\mathbf{Y}}, \tilde{r}).$$

Daraus ergeben sich die realen und fiktiven Spannungen und Dehnungen als:

$$\mathbf{T} := \rho \frac{\partial \psi_e(\mathbf{E}_e, D)}{\partial \mathbf{E}_e}, \quad \xi := \rho \frac{\partial \psi_p^{kin}(\mathbf{Y}, D)}{\partial \mathbf{Y}}, \quad R := \rho \frac{\partial \psi_p^{is}(r, D)}{\partial r} \quad (3.46)$$

$$\tilde{\mathbf{T}} := \rho \frac{\partial \tilde{\psi}_e(\tilde{\mathbf{E}}_e)}{\partial \tilde{\mathbf{E}}_e} = \mathbf{C}[\tilde{\mathbf{E}}_e], \quad \tilde{\xi} := \rho \frac{\partial \tilde{\psi}_p^{kin}(\tilde{\mathbf{Y}})}{\partial \tilde{\mathbf{Y}}} = c\tilde{\mathbf{Y}}, \quad \tilde{R} := \rho \frac{\partial \tilde{\psi}_p^{is}(\tilde{r})}{\partial \tilde{r}} = \gamma(\tilde{r}_0 + \tilde{r})$$

$$\tilde{\mathbf{E}}_e = \sqrt{1-D}\mathbf{E}_e, \quad \tilde{\mathbf{Y}} = \sqrt{1-D}\mathbf{Y}, \quad \tilde{r}_0 = \sqrt{1-D}r_0, \quad \tilde{r} = \sqrt{1-D}r.$$

Die Dissipationsleistung des realen D_d und des fiktiven Materials \tilde{D}_d mit den effektiven Spannungs- und Dehnungsgrößen ist in Gl. 3.47 beschrieben.

$$D_d = \mathbf{T} \cdot \dot{\mathbf{E}}_p - \xi \cdot \dot{\mathbf{Y}} - R \cdot \dot{r} = \tilde{\mathbf{T}} \cdot \dot{\tilde{\mathbf{E}}}_p - \tilde{\xi} \cdot \dot{\tilde{\mathbf{Y}}} - \tilde{R} \cdot \dot{\tilde{r}} = \tilde{D}_d. \quad (3.47)$$

Aus Gleichsetzung der Vergleichsspannung des realen Materials $f(\mathbf{T}, \xi, D)$ mit der des fiktiven Materials $\tilde{f}(\tilde{\mathbf{T}}, \tilde{\xi})$ ergibt sich die Vergleichsspannung des realen Materials zu:

$$f = f(\mathbf{T}, \xi, D) := \tilde{f}(\tilde{\mathbf{T}}, \tilde{\xi}) = \sqrt{\frac{3}{2}(\tilde{\mathbf{T}} - \tilde{\xi})^D \cdot (\tilde{\mathbf{T}} - \tilde{\xi})^D} \quad (3.48)$$

$$f = f(\mathbf{T}, \xi, D) := \sqrt{\frac{3}{2} \frac{(\mathbf{T} - \xi)^D}{\sqrt{1-D}} \cdot \frac{(\mathbf{T} - \xi)^D}{\sqrt{1-D}}}.$$

Für die Beschreibung der Überspannung des realen Materials ist eine Funktion g notwendig, die von der Schädigung abhängig ist (Gl. 3.49). Der Exponent wird bei metallischen Werkstoffen mit $n=1$ angenommen [ReTh2003, ReVe2003].

$$g = g(D) := \frac{\sqrt{1-D}}{(1-D)^n} \quad (3.49)$$

Mit dieser Funktion ergibt sich die Überspannung des realen Materials:

$$F = F(\mathbf{T}, \xi, R, D) = g \cdot \tilde{f}(\tilde{\mathbf{T}}, \tilde{\xi}) - g \cdot \tilde{R} - k_0 = g \cdot f - g \cdot \frac{R}{\sqrt{1-D}} - k_0. \quad (3.50)$$

Die Entwicklungsgleichungen des Chaboche-Modells mit isotroper Schädigung unter der Annahme der Energieäquivalenz zwischen dem realen und fiktiven Material lassen sich aus den Gleichungen des Chaboche-Modells ohne Schädigung durch die oben dargestellten Annahmen folgendermaßen ableiten [ReVe2003, ReTh2003, SaKo2007, SaSe2006, SiZu2007, BeFo2010, BeVe2010]:

$$\mathbf{E} = \mathbf{E}_e + \mathbf{E}_p \quad (3.51)$$

$$\mathbf{T} = (1-D) \cdot \mathbf{C}[\mathbf{E}_e]$$

$$R = (1-D) \cdot \gamma(r_0 + r)$$

$$\xi = (1-D) \cdot c\mathbf{Y}$$

$$f = \sqrt{\frac{3}{2} \frac{(\mathbf{T} - \xi)^D}{\sqrt{1-D}} \cdot \frac{(\mathbf{T} - \xi)^D}{\sqrt{1-D}}}$$

$$F = g \cdot f - g \cdot \frac{R}{\sqrt{1-D}} - k_0 \text{ mit } g = g(D) := \frac{\sqrt{1-D}}{(1-D)^n}$$

$$\dot{s} := \frac{\langle F \rangle^m}{\eta} \cdot e^{a\langle F \rangle^d}$$

$$\dot{\mathbf{E}}_p = \frac{3}{2} \frac{(\mathbf{T} - \xi)^D}{(1-D) \cdot f} \dot{s}$$

$$\dot{\mathbf{Y}} = \dot{\mathbf{E}}_p - B \cdot b \sqrt{1-D} \dot{s} \mathbf{Y} - p \left\| c \sqrt{1-D} \mathbf{Y} \right\|^{w-1} \mathbf{Y} \text{ mit } B(s) = B_1 + (1-B_1)e^{-B_2 \cdot s}$$

$$\dot{r} = \dot{s} - \beta \sqrt{1-D} r \dot{s} - \pi (\gamma \sqrt{1-D} r)^{\omega-1} r.$$

Daraus ergeben sich 19 Verformungsparameter für das verwendete Chaboche-Modell:

$$E, \nu, \gamma, c, r_0, k_0, m, \eta, a, d, b, p, B_1, B_2, \beta, \pi, \varpi, w, (n=1).$$

Schädigungsansätze

Die Schädigungsansätze basieren auf der linearen Schadensakkumulation der einzelnen Schädigungsraten aus der Kriech- \dot{D}_t und Ermüdungsbelastung \dot{D}_A :

$$\dot{D} = \dot{D}_A + \dot{D}_t . \quad (3.52)$$

Die Ermüdungsschädigungsrate \dot{D}_A wird mit einem vereinfachten Ansatz nach [SiZu2007] abgebildet. Sie erfolgt dabei proportional zur Änderungsrate der plastischen Bogenlänge \dot{s} mit einem Schädigungsparameter A_A :

$$\dot{D}_A = \frac{\dot{s}}{A_A} . \quad (3.53)$$

Die Entwicklung der Kriechschädigungsrate \dot{D}_t wird nach dem Ansatz von Rabotnov [RaCr1968] bestimmt. Als treibende Kraft der Schädigungsentwicklung wird die Dehnungsenergiefreisetzungsrates Y^* angenommen (Gl. 3.54), die mit dem E-Modul E in einen Spannungswert σ^* umgerechnet wird (Gl. 3.55).

$$Y^* = -\rho \frac{\partial \psi_e}{\partial D} \cdot \frac{1 + a_t \cdot (R_v - 1)}{R_v} - \rho \frac{\partial \psi_p}{\partial D} \quad (3.54)$$

$$\sigma^* = (1 - D) \cdot \sqrt{2 \cdot E \cdot Y^*} \quad (3.55)$$

In die Berechnung der Dehnungsenergiefreisetzungsrates Y^* gehen die elastischen $\psi_e(\mathbf{E}_e)$ und plastischen Anteile $\psi_p(\mathbf{Y}, r)$ der freien Energiefunktion, sowie eine Erhöhungsfunktion infolge der Triaxialität R_v bei mehraxialer Belastung ein. Der Parameter a_t steuert die Wirkung der mehraxialen Spannungszustände auf die Schädigungsevolution.

$$\dot{D}_t = \left(\frac{\sigma^*}{A_t} \right)^{k_t} \cdot (1 - D)^{-r_t} \quad (3.56)$$

Durch Integration der Gl. 3.56 ergibt sich die Beziehung für die Bruchzeit t_u bei $D = 1$:

$$t_u = \frac{1}{1 + r_t} \cdot \left(\frac{\sigma^*}{A_t} \right)^{-k_t} . \quad (3.57)$$

Weiterhin sind drei Kriechschädigungsparameter A_t, k_t und r_t notwendig. Somit umfasst der verwendete Schädigungsansatz fünf Parameter zur Beschreibung der isotropen Kriech- und Ermüdungsschädigung A_A, A_t, k_t, r_t und $a_t = 1$.

Eine ausführlichere Zusammenfassung der Schädigungsansätze für Al-Legierungen ist in [AmKo2011] zusammengestellt.

Experimentelle Schädigungsquantifizierung

Die konstitutiven Materialmodelle mit isotroper Schädigung sind mit den oben vorgestellten Ansätzen in der Lage, das Schädigungsverhalten des Materials abzubilden. Der theoretische Fall von $D = 1$ tritt bei einem realen Material nicht auf. Daher ist es notwendig, die kritische Größe der Schädigung experimentell zu bestimmen, bei der das Material versagt. Eine umfassende Darstellung der verschiedenen Methoden zur experimentellen Bestimmung der Schädigungsgröße D ist in [LeMe1990, LeAc1996, SaKo2007, SiZu2007] für Stahlwerkstoffe zu finden. Die nachstehend geschilderten Zusammenhänge gehen von der Vorstellung aus, dass sich die Materialschädigung aus direkt an Proben messbaren technischen Größen ermitteln lässt.

Steifigkeitsmessung

Die Steifigkeit des Materials $d\sigma/d\varepsilon$ unter reiner Zug- oder Druckbelastung ist von der jeweiligen Schädigungsgröße D abhängig:

$$(d\sigma/d\varepsilon)_i = (1 - D) \cdot E_{i=1} \quad (3.58)$$

$$D = 1 - \frac{(d\sigma/d\varepsilon)_i}{E_{i=1}} \quad (3.59)$$

Die Schädigungsevolution nach Gl. 3.58 ergibt sich durch den Steifigkeitsverlust des Materials je Zyklus bezogen auf die Anfangssteifigkeit $E_{i=1}$, wobei der Zähler i den jeweiligen Zyklus wiedergibt. Diese Methode findet bei der Schädigungsmessung unter zyklischer Belastung Anwendung [LeMe1990, LeAc1996].

Festigkeitsmessung

Über die Festigkeitskenngrößen eines Materials R_M ist es ebenfalls möglich auf die Materialschädigung D zu schließen:

$$D = 1 - \frac{R_{M,i}}{R_{M,D=0}} \quad (3.60)$$

Die Schädigung entwickelt sich infolge der Festigkeitsänderung bezogen auf die Anfangsfestigkeit $R_{D=0}$ des ungeschädigten Materials. Diese Methode ist bei den meisten Belastungsarten anwendbar. Außerdem können durch die Festigkeitsmessung Effekte erfasst werden, die zu einer Schädigung aber nicht zu einer Reduktion der Steifigkeit führen. Dazu zählen beispielsweise mikrostrukturelle Werkstoffveränderungen wie Erholungs- bzw. Vergrößerungsvorgänge [LeAc1996].

Parameteridentifikation

Die Schwierigkeit bei der Anwendung der konstitutiven Materialmodelle liegt in der Identifizierung der werkstoffabhängigen Modellparameter. Hierbei liegt mathematisch ein nicht-lineares Optimierungsproblem vor, wofür es einige Optimierungsalgorithmen gibt, die in [SiZu2007] vorgestellt sind. Dazu zählt die Methode der Künstlichen Neuronalen Netze (KNN), die in [SaKo2007, BeFo2010, BeVe2010] erfolgreich angewendet wurde.

Die KNN bestehen aus einer Menge künstlicher Neuronen, die untereinander vernetzt sind. Jedes einzelne Neuron besitzt mehrere Signaleingänge (Eingangsgrößen y_i). Die Signale werden in den Neuronen verarbeitet. Die Neuronenausgabe x_i hängt von den Vorgängerneuronen ab. Die Verbindungen der einzelnen Neuronen sind gewichtet (w_{ij}). Aus dem Skalarprodukt $w_{ij} \cdot x_i$ entsteht die Intensität des Neurons. Erreicht das Skalarprodukt des Vorgängerneurons den Schwellenwert s wird das Neuron aktiviert und das Signal wird an den Neuronen-Ausgang x_i weitergeleitet [SaKo2007].

Ein neuronales Netz entsteht durch die Vernetzung von Neuronenreihen und -schichten miteinander. Die Ausgänge einer Schicht dienen als Eingänge einer nächsten Schicht. Daraus folgt, dass die erste Schicht als Eingabeschicht eingesetzt wird, während die letzte Schicht die Ausgabeschicht kennzeichnet. Die Schichten dazwischen werden als verdeckte Schichten bezeichnet. Werden bestimmte Werte für y_i eingesetzt, können durch das Netz Werte für x_i erzeugt werden.

Die neuronalen Netze können für mehrere Optimierungsprobleme eingesetzt werden. Angefangen bei der Approximation von Funktionen, der Klassifikationsaufgabe, der Mustererkennung bis hin zu der Lösung inverser Probleme. Die Parameteridentifikation des Materialmodells ist ein inverses Problem. Dazu wird das KNN mit dem Materialverhalten von beliebigen Parameterkombinationen P_i in einem festgelegten Wertebereich trainiert. Die Parameter sind in diesem Fall die Verformungs- und/ oder Schädigungsparameter des konstitutiven Werkstoffmodells. Durch diese Trainingsmuster lernt das KNN und legt die Schwellwerte und Gewichtungen der Neuronen fest. Im zweiten Schritt bestimmt das KNN den passenden Parametervektor P_{id} durch Eingabe des experimentell ermittelten Materialverhaltens für den jeweiligen Belastungsfall. Auf diese Weise löst das neuronale Netz das inverse Problem der Parameteridentifikation [SaKo2007, WeNe2004].

3.5 Versuchsplanung (Design of Experiments, DoE)

Die Beschreibung des Werkstoffverhaltens erfordert die Durchführung von speziellen Experimenten. Dadurch können Wirkmechanismen (= Effekte) der verschiedenen Einflussgrößen (z.B. Temperatur, Korngröße etc.) und deren Zusammenwirken erkannt und mathe-

matisch beschrieben werden. Neben den direkten Zusammenhängen zwischen den Einflussfaktoren und den Zielgrößen (z.B. Festigkeitskennwerte) können die Wechselwirkungen der einzelnen Einflussgrößen ermittelt werden. Die experimentelle Datengewinnung ist jedoch teuer und zeitintensiv. Dieser Aspekt trifft besonders auf die Ermittlung von Daten zum zeitabhängigen Werkstoffverhalten (Kriech- und Relaxationsversuche) zu. Daher muss durch eine geschickte Versuchsplanung (Design of Experiments, DoE) der Versuchsumfang minimiert bzw. der Informationsgewinn maximiert werden. Für diese Zwecke gibt es Methoden der statistischen Versuchsplanung, die sich generell in

- klassische Versuchsplanung und
- Space-Filling Versuchsplanung unterteilen lassen.

3.5.1 Klassische Versuchsplanung

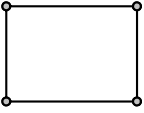
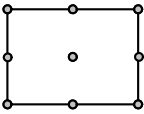
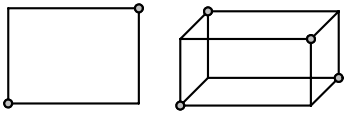
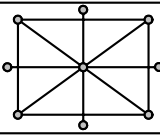
Bei den klassischen Methoden werden mindestens die Eckpunkte des Versuchsraums abgebildet. Dadurch lassen sich die einfachen Effekte und deren Mischterme mathematisch linear beschreiben. Für die Approximation höheren Grades müssen weitere Stützstellen, vorzugsweise in der Mitte der Versuchsraumkanten dazu genommen werden. Daher ist es bei den klassischen Methoden unumgänglich, sich auf eine Approximationsfunktion vor der Versuchsplanung festzulegen. Die klassischen Versuchspläne einschließlich ihrer schematischen Versuchsraumdarstellung nach [ScOp2005] sind in **Bild 3.19** aufgeführt. Ein ausführlicher Vergleich der unterschiedlichen Versuchspläne mit ihren Anwendungsgebieten ist in [KlTa2003] zusammengefasst.

3.5.2 Space-Filling Versuchspläne

Die zweite Klasse der Versuchspläne, die Space-Filling Pläne, versuchen im Gegensatz zu den klassischen Methoden, den Versuchsraum gleichmäßiger auszufüllen. Sie bieten sich an, wenn keine Informationen über den mathematischen Zusammenhang der Einflussgrößen vorhanden sind. Für die Aufstellung der Pläne werden Zufallsgeneratoren verwendet, die je nach Verfahren zusätzlichen Restriktionen folgen. Eine Variante der Space-Filling Versuchspläne sind die Latin Hypercube (LH) Versuchspläne. Beim Latin Hypercube Design wird der Versuchsraum in n -gleiche Bereiche aufgeteilt, wobei n die Anzahl der Stützstellen ist. Der Zufallsgenerator verteilt die Stützstellen unter der Beschränkung, dass in jeder Zeile und Spalte des Versuchsraums nur eine Stützstelle positioniert wird (**Bild 3.20**).

Die Vorteile des LH-Designs gegenüber den klassischen Versuchsplänen sind:

- die Stützstellenanzahl ist variabel
- der Versuchsraum ist orthogonal (jede Faktorstufe kommt in jeder Spalte gleich oft vor)
- die Stützstellen sind von dem Approximationsmodell unabhängig.

Bezeichnung	Skizze bzw. Beschreibung	Stützstellen-anzahl	x=2	x=4	x=10
Full Factorial		2^x	4	16	1024
3-level Full Factorial		3^x	9	81	59049
Fractional Full Factorial		2^{x-1} (halb belegt)	2	8	512
Adjustable Full Factorial	selbst definiertes Raster	beliebig	beliebig	beliebig	beliebig
Central Composite Design		$2^x + 2x + 1$	9	25	1045
Box-Behnken-Design	mittig auf allen Würfel-kanten +zentraler Punkt	$3^x - 2^x - 2x$	1	57	58005

x = Anzahl der Einflussfaktoren

Bild 3.19: Übersicht der Methoden der klassischen Versuchsplanung [ScOp2005].

Bei der LH-Methode kann es im ungünstigsten Fall trotz dieser Restriktionen zu einer schlechten Raumfüllung kommen (**Bild 3.20a**). Eine Erweiterung des LH-Designs ist das Optimal Symmetric Latin Hypercube Design (OSLH). Bei diesem Versuchsplan sind die Stützstellen symmetrisch im Raum verteilt, d.h. zu jedem Stützpunkt existiert eine Spiegelung an zwei orthogonalen Achsen durch den Versuchsraummittelpunkt (**Bild 3.20b**).

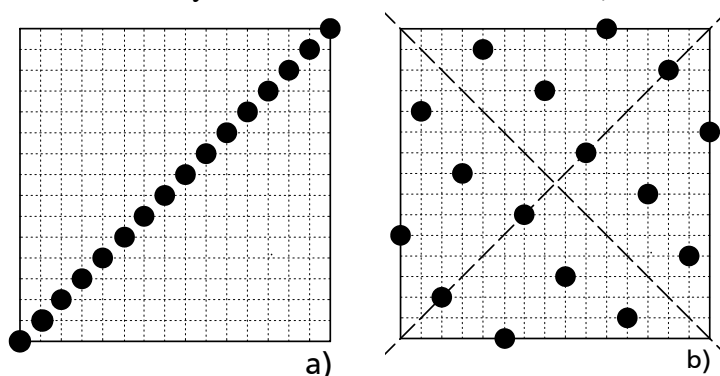


Bild 3.20: Grafische Darstellung von Space-Filling Versuchsplänen: Verteilung der Stützpunkte im Versuchsraum beim Latin Hypercube Design (worst case) (a) und Optimal Symmetric Latin Hypercube Design (Translational Propagation Algorithm) (b) [ViAn2009].

an zwei orthogonalen Achsen durch den Versuchsraummittelpunkt (**Bild 3.20b**). Dadurch ist eine ungünstige Raum-aufteilung, wie sie bei dem LH-Design möglich ist, ausgeschlossen [YeAl2000, ViAn2009]. Der Nachteil der Space-Filling Versuchspläne ist, dass die Ränder des Versuchsplans im Vergleich zu den klassischen Methoden nicht so gut besetzt sind.

3.5.3 Auswertungsmethoden

Die Auswertung von Versuchsdaten erfolgt im Allgemeinen über statistische und mathematische Methoden. Ein Sammelbegriff für diese Vorgehensweise ist die Response Surface Methode (Response surface methodology, RSM). Diese Methode dient allgemein dazu einen passenden empirischen Zusammenhang für eine Problemstellung mit diversen Eingabevariablen aufzustellen. Dabei gilt

$$y = f(x_i, \beta_i) + \varepsilon_i \quad (3.61)$$

wobei y die Zielgrößen (= Messwerte, Versuchsergebnisse), x_i die Eingangsparameter (= Einflussfaktoren), β_i die Parameter des verwendeten empirischen Modells und ε_i die Störgrößen sind. Letztere sind Einflussgrößen, die nicht vorgegeben bzw. kontrolliert werden können. Generell kann die mathematische Beziehung zwischen den Messwerten und den Versuchsergebnissen entweder mittels einer Approximation oder einer Interpolation erfolgen, wobei die Approximation die gängigste Methode darstellt.

Approximationsmethode

Für den Approximationsansatz wird häufig die multiple lineare Regressionsmethode verwendet. Dabei müssen die verwendeten Funktionen $f(x_i, \beta_i)$ Modellparameter erster Ordnung beinhalten oder durch geeignete Substitution bzw. Linearisierung in die erste Ordnung überführt werden.

Neben der Festlegung auf eine passende Approximationsfunktion müssen die Modellparameter β_i abgeschätzt werden. Hierfür wird die Methode der kleinsten Quadrate (Least Square Method) verwendet. Der Parametervektor wird so gewählt, dass die Summe der Residuen (Fehlerquadrate) minimal wird [VuQu2001, MyRe2009]:

$$L = \sum_{i=1}^n (y_i - f(x_i, \beta_i))^2 = \sum_{i=1}^n (y_i - y'_i)^2 \quad (3.62)$$

Die Fehlerquadratsumme L wird aus der Differenz zwischen den Messwerten y_i und den mit Hilfe der Regressionsfunktion berechneten Werten y'_i gebildet.

Bewertungs- und Gütekriterien

Das Gütekriterium für die Approximationsmethode ist das Bestimmtheitsmaß oder auch der Regressionsparameter R^2 :

$$R^2 = 1 - \frac{\sum_{i=1}^n (y_i - y'_i)^2}{\sum_{i=1}^n (y_i - \bar{Y})^2} \quad (3.63)$$

Das Bestimmtheitsmaß gibt an, wie gut die Übereinstimmung der Werte der Regressionsfunktion mit den Messwerten ist. Dazu wird die Fehlerquadratsumme mit der Variation der Messwerte verglichen. Darin gehen die Messwerte y_i , deren Mittelwert \bar{Y} und die berechneten Werte der Regressionsfunktion y'_i ein.

Weiter lässt sich aus diesen Größen die Standardabweichung σ für die approximierte Antwortfunktion ermitteln [VuQu2001, MyRe2009]:

$$\sigma = \sqrt{\frac{\sum_{i=1}^n (y_i - y'_i)^2}{n-1}} . \quad (3.64)$$

Die Standardabweichung hängt von der Fehlerquadratsumme und von der Anzahl der Stützstellen n ab. Daraus lässt sich unter Annahme einer Normalverteilung der Messwerte die für die Bauteilauslegung häufig verwendete 95 %-Streubandgrenze $SB_{95\%}$ berechnen:

$$SB_{95\%} = 1,96 \cdot \sigma . \quad (3.65)$$

Für die Bewertung der Response Surfaces bietet sich neben dem Bestimmtheitsmaß die Methode der Cross Validation an. Allgemein wird damit die Robustheit bzw. die Stabilität der Response Surface getestet, indem ein oder mehrere Stützstellen beim Aufbau dieser Response Surface weggelassen werden [ScOp2005]. Bei der einfachsten Variante, der Leave-One-Out Cross Validation, wird jeweils nur ein Datenpunkt weggelassen. Dieses Vorgehen erfolgt sukzessive für jeden Datenpunkt. Das Gütekriterium aus der Cross-Validation ist das Stabilitätsmaß R^2_{press} (predicted residual sums of square). Dabei werden die weggelassenen Stützstellen $y_{pred,i}$ durch die neu berechnete Response Surface vorhergesagt und mit den Werten der ursprünglichen Response Surface y'_i verglichen:

$$R^2_{press} = 1 - \frac{\sum_{i=1}^n (y'_i - y_{pred,i})^2}{\sum_{i=1}^n (y'_i - \bar{Y})^2} . \quad (3.66)$$

Der Wert 1 bedeutet eine exakte Vorhersage der weggelassenen Werte und somit eine robuste Response Surface. Je kleiner die R^2_{press} -Werte werden, desto mehr hängen die Response Surfaces von einer oder wenigen Stützstellen ab [ScOp2005].

Fazit „Stand der Technik“

Für die Beschreibung des rechnerischen Werkstoffverhaltens für Aluminium-Silizium-Gusslegierungen unter Berücksichtigung des Herstellungszustandes bedarf es mikrostruktureller Charakterisierungen. Die dazu notwendigen Analysen der mikrostrukturellen Gefügestruktur sind in der Literatur für AlSi- und mit Einschränkungen für die AlSi7Mg-Gusslegierungen zu finden. Die AlSi7MgCu-Legierungen sowie der verwendete AlSi7MgCu0,5 T6-Zylinderkopfwerkstoff ist mikrostrukturell hingegen nicht ausführlich beschrieben.

Die rechnerische Beschreibung von Aluminium-Gusslegierungen in Form von phänomenologischen und konstitutiven Materialmodellen für Verformung- und Schädigung konnte in der aktuellen Literatur für AlSi7Mg-Gusslegierungen nur ansatzweise gefunden werden. Die vorgestellten phänomenologischen Materialbeschreibungen basieren fast ausschließlich auf den Eisen- und Nickelbasiswerkstoffen. Die Grundlagen der konstitutiven Materialbeschreibung mit dem elastisch-viskoplastischen Materialmodell vom Typ Chaboche ist in der Literatur ausführlich erläutert. Die Anwendung für Leichtmetalllegierungen, speziell AlSi-Gusslegierung konnte nicht gefunden werden. Somit besteht für die AlSi7MgCu0,5 T6-Zylinderkopflegerung dringender Bedarf an phänomenologischen und konstitutiven Werkstoffgesetzen unter Berücksichtigung der mikrostrukturellen Gefügemerkmale.

Für die Versuchsplanung der durchzuführenden Experimente gibt es in der Literatur eine Reihe von statistischen Methoden. Sie ermöglichen eine automatisierte und schnelle Aufstellung von Versuchsplänen. Die raumfüllenden Optimal Symetric Latin Hypercube Designs charakterisieren den Versuchsraum gleichmäßig, wodurch es möglich ist, Werkstoffeffekte zu entdecken, die bei konventionellen, vollfaktoriellen Versuchsplänen nicht gefunden werden.

4.1 Versuchswerkstoff

Die experimentellen Untersuchungen erfolgten an Proben aus Zylinderköpfen für Saug- und Turbomotoren aus dem Werkstoff AlSi7MgCu0,5, die aus der Serienproduktion entnommen wurden. Die Bauteile wurden im Schwerkraftkokillenguss mit verlorenen Sandkernen gegossen und T6-wärmebehandelt. Die T6-Wärmebehandlung bestand aus Lösungsglühen bei 525 °C für 450 min, Abschrecken mit Luft und abschließendem Warmauslagern bei 165 °C für 275 min. Die chemische Zusammensetzung der Leichtbaulegierung ist in **Tabelle 4.1** aufgeführt. Das Gussgefüge des AlSi7MgCu0,5 T6-Zylinderkopfwerkstoffes mit seinen verschiedenen Gefügemerkmalen ist exemplarisch in **Bild 4.1** dargestellt.

Tabelle 4.1: Chemische Zusammensetzung des Versuchswerkstoffes AlSi7MgCu0,5.

Element	Schmelze [wt. %]	Element	Schmelze [wt. %]
Al	Basis	Ni	≤0,03
Si	6,5 – 7,5	Zn	≤0,07
Cu	0,40 – 0,60	Ca	≤0,0020
Mg	0,30 – 0,40	P	≤0,0015
Ti	0,10 – 0,20	Pb	≤0,03
Mn	0,05 – 0,10	Sb	≤0,0050
Fe	≤0,13	Sn	≤0,03
Cr	≤0,03	Sr	0,015 – 0,018

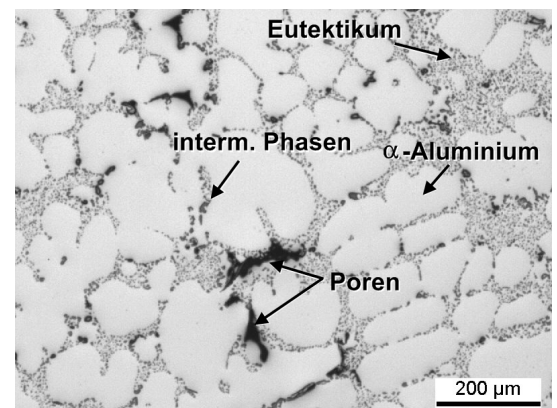


Bild 4.1: Gussgefüge des AlSi7MgCu0,5 T6-Zylinderkopfwerkstoffes im Ausgangszustand.

Der Herstellungsprozess des Zylinderkopfes führt zu lokal verschiedenen Erstarrungsbedingungen, die zum einen durch die unterschiedliche Wärmeleitung von Kokille und Sandkern und zum anderen durch die variierende Wandstärke begründet sind. Daher stellt sich im Bauteil ein inhomogenes Gefüge ein. Das wichtigste Merkmal zur Charakterisierung des AlSi-Gussgefüges ist der Sekundärdendritenarmabstand (sDAS), da sich dieser direkt auf die mechanischen Eigenschaften auswirkt. Die Auswahl der zu untersuchenden Werkstoffzustände des Zylinderkopfes wurde anhand einer Gieß- und Erstarrungssimulation durch die Firma Nematik getroffen, die auf der Berechnung der lokalen Abkühlgeschwindigkeiten basierte. Die daraus resultierenden sDAS-Werte sind in Abhängigkeit der Zylinderkopfposition in **Bild 4.2** dargestellt. Die sDAS-Werte variierten von 25 μm bis >65 μm, weshalb vier unterschiedliche Gefügeklassen des Zylinderkopfes definiert und untersucht wurden:

- Brennraum (BR), sDAS von 25 – 30 μm
- Ölrücklauf (ÖR), sDAS von 36 – 40 μm
- Hauptölbohrung (HÖB), sDAS von 45 – 63 μm und
- Lagerstuhl (LS), sDAS von >65 μm .

Die Probenentnahme erfolgte an 17 Positionen gemäß Bild 4.2 in Form von Vierkantrohlingen mit Abmessungen von 12 x 12 x 85 mm.

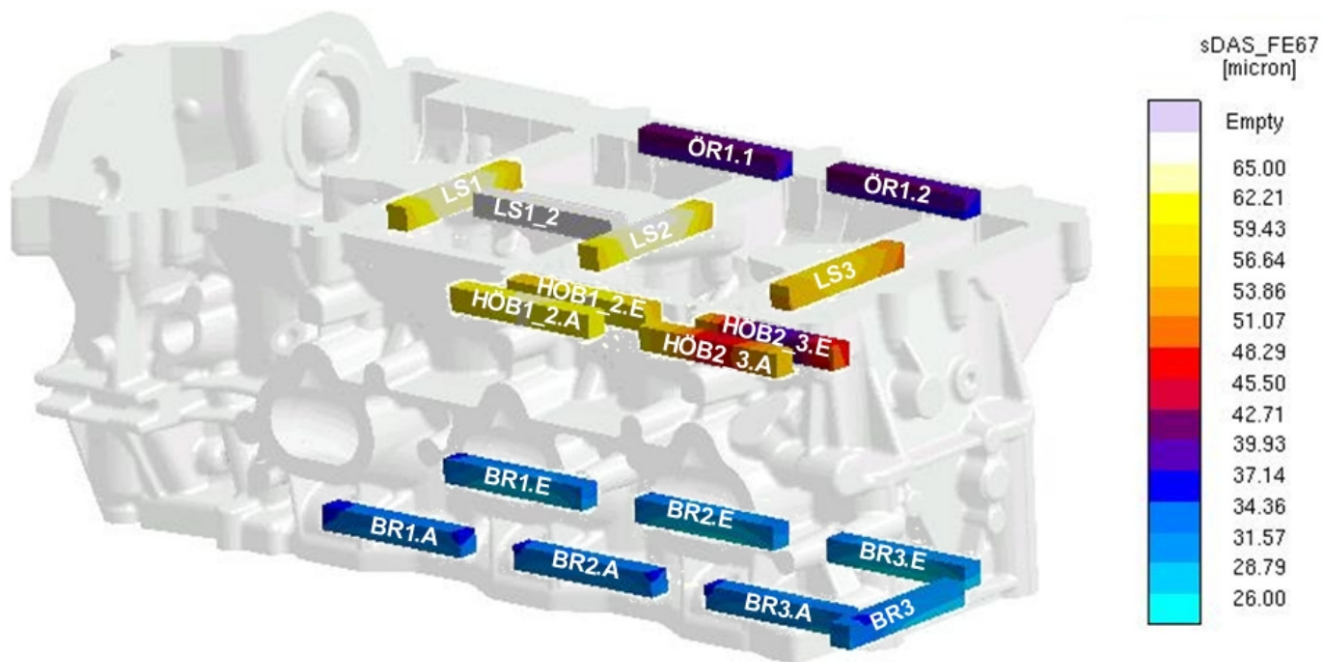


Bild 4.2: Schematische Zeichnung des Zylinderkopfes mit den unterschiedlichen Entnahmepositionen einschließlich der simulierten sDAS-Werte anhand einer Gieß- und Erstarrungssimulation [WaEn2010].

4.2 Versuchsprogramm

Zur Charakterisierung der mechanischen Werkstoffeigenschaften wurde eine experimentelle Datenbasis für die relevanten Belastungszustände erstellt. Dazu zählten das quasistatische Kurzzeit-, das Kriech- sowie das Ermüdungsverhalten. Die Planung der Experimente erfolgte mit der Methode der statistischen Versuchsplanung (Design of Experiments, DoE). Neben den konventionellen Versuchsplänen wurden gleichermaßen raumfüllende, sogenannte Space-Filling Versuchspläne verwendet. Als konventionelle Methode wurden vollfaktorielle Versuchspläne erstellt, was eine häufig verwendete Methodik in der Werkstoffqualifizierung ist. Dabei wurde das Werkstoffverhalten für drei Anwendungstemperaturen (Raumtemperatur (RT), 140 °C und 250 °C) und drei Gefügeklassen (BR, HÖB und LS) ermittelt, um nicht-lineare Zusammenhänge abbilden zu können. Somit deckte die konventionelle Methode die Kanten sowie einen horizontalen und einen senkrechten Schnitt des Versuchsraums ab (**Bild 4.3**). Als

weitere Methode wurden für die Werkstoffqualifizierung raumfüllende Versuchspläne nach der Optimal Symmetric Latin Hypercube (OSLH) Methode [YeAl2000, ViAn2009] generiert (Abschnitt 3.5.2). Für die Abbildung der praxisrelevanten Beanspruchungen im Zylinderkopf

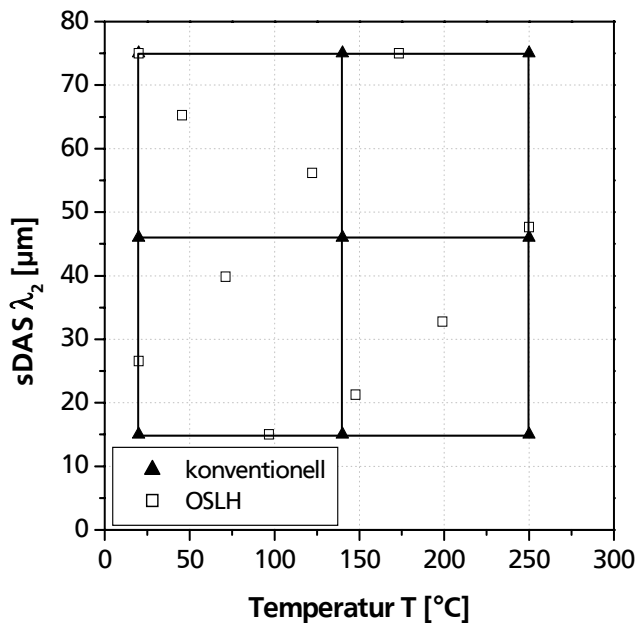


Bild 4.3: Vergleich der konventionellen und der OSLH-Versuchsplanungsmethode am Beispiel des quasistatischen Kurzzeitverhaltens.

wurden Temperaturen im Bereich von Raumtemperatur bis 300 °C für alle charakteristischen Gefügekassen (BR, HÖB, LS und ÖR) verwendet. Dabei wurde der Versuchsraum gleichmäßig im kompletten Temperatur- und Gefügebereich abgedeckt (Bild 4.3). Durch diese raumfüllende Anordnung der Versuchsparameter wird ein Informationsgewinn gegenüber der konventionellen Methode angenommen.

Die untersuchten Proben wurden aus verschiedenen Zylinderköpfen entnommen, um praxisrelevante Aussagen bezüglich des Streuverhaltens des Werkstoffes zu erhalten.

Zur Bestimmung des **quasistatischen Kurzzeitverhaltens** wurden Zugversuche durchgeführt. Neben der Temperaturabhängigkeit ($RT \leq T \leq 250 \text{ °C}$) wurde das charakteristische Gefüge (BR, ÖR, HÖB, LS) des Zylinderkopfes in Form des sDAS berücksichtigt. Zusätzlich wurde stichprobenartig der Einfluss der T6-Wärmebehandlung und der Auslagerung (500 h bei Anwendungstemperatur) erfasst. Die vollfaktorielle und OSLH-Versuchsmatrix ist im **Anhang A in Tabelle A 1** dargestellt.

Ferner wurde das **Kriechverhalten** des Zylinderkopfwerkstoffes AlSi7MgCu0,5 T6 untersucht und der Einfluss der Temperatur ($140 \text{ °C} \leq T \leq 300 \text{ °C}$), der Spannung ($40 \text{ MPa} \leq \sigma \leq 230 \text{ MPa}$) und des Gefüges (BR, ÖR, LS) ermittelt. Die Kriechspannungen wurden so gewählt, dass die Versuche vornehmlich den bauteilrelevanten Kurzzeitkriechbereich ($t_u \leq 5.000 \text{ h}$) abdecken. Die Versuchsparameter der einzelnen Versuche nach der vollfaktoriellen und der OSLH-Methode sind in **Tabelle A 2** aufgeführt.

Abschließend wurde das **Ermüdungsverhalten** des Zylinderkopfwerkstoffes mit Hilfe der konventionellen Versuchsplanung bei symmetrischer Wechselbeanspruchung ohne Haltezeit ($R = -1$) charakterisiert. Gleichmaßen wurde der Einfluss der Temperatur (RT, 140 °C,

250 °C) und der Gefügeklasse (BR, HÖB, LS) identifiziert. Die Dehnungsamplituden (0,3 %, 0,35 %, 0,45 %, 0,6 %) der dehnungskontrollierten Experimente wurden so festgelegt, dass der niederzyklische LCF-Ermüdungsbereich abgedeckt wurde. Zudem fanden spezielle abgebrochene Versuche bei der höchsten thermischen und mechanischen Belastung ($T = 250\text{ °C}$, $\varepsilon_a = 0,6\text{ %}$) statt, um über die Schädigungsmechanismen bei zyklischer Belastung Aufschluss zu erhalten. Die Versuchsmatrix der zyklischen Experimente ist in **Tabelle A 3** aufgelistet.

4.3 Versuchstechnik

Die Experimente für die Generierung der Datenbasis wurden in den akkreditierten (DAkKS Deutsche Akkreditierungsstelle) Labors des Instituts für Werkstoffkunde (IfW) durchgeführt. Detaillierte Hinweise zur Prüftechnik sind in [ScHo2007] zu finden. Die Temperaturmessung bei den Hochtemperaturexperimenten fand mit Pt-RhPt-Thermoelementen (Typ S) statt, die eine hohe Langzeitstabilität gewährleisten. Die Kalibrierung der Thermoelemente wurde nach einem am IfW entwickelten 4-rangigen Kalibriersystem [ScZe2008] mit Anbindung an den nationalen Standard (PTB/Braunschweig) durchgeführt.

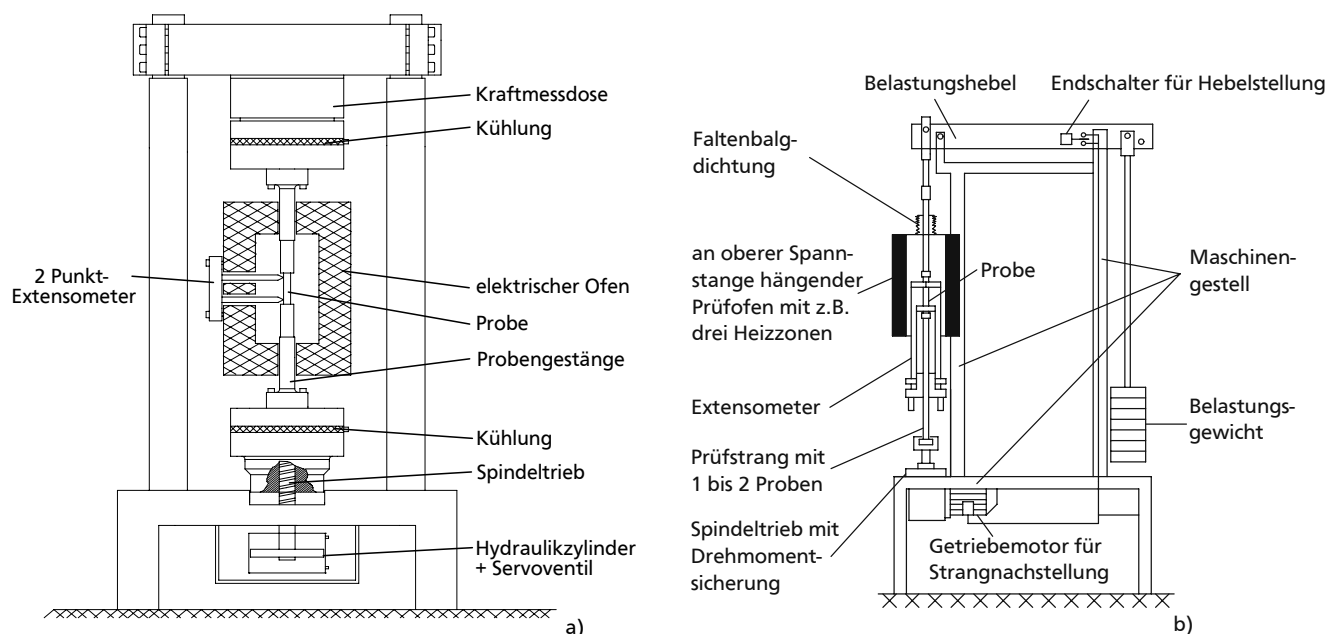


Bild 4.4: Servohydraulische Einzelprüfmaschine für die Durchführung von quasistatischen Zugversuchen und zyklischen Dehnwechselversuchen (a) und gewichtsbelastete Einzelprüfmaschine für die Durchführung von Kriechversuchen (b).

Die Durchführung der **Warmzugversuche** fand in Anlehnung an die DIN EN 10 002, Teil 5 unter Regelung des Kolbenweges in einer rechnergesteuerten, servohydraulischen Zugprüfmaschine mit 50 kN maximaler Prüfkraft (**Bild 4.4a**) statt. Dabei wurde die Dehnung

kontinuierlich mittels eines Seitenextensometers mit keramischen Messstangen am zylindrischen Teil der Probe gemessen (**Bild 4.5a**). Die Dehngeschwindigkeit betrug entgegen der Normvorgabe bis zum Bruch 0,5 %/min. Somit wurde ein Umschalten der Dehngeschwindigkeit auf mind. 2 %/min nach Erreichen der Dehngrenzen vermieden. Dadurch wurden Spannungs-Dehnungs-Diagramme ohne eine zusätzliche, dehnratenabhängige Verfestigung des Werkstoffes generiert. Dies ist für die Modellierung des quasistatischen Kurzzeitverhaltens von Vorteil. Zur Probenerwärmung diente ein Einzonen-Infrarot-Strahlungssofen.

Die **Zeitstandversuche** wurden in Zeitstandeinzelprüfmaschinen mit Gewichtsbelastung nach DIN EN ISO 204 durchgeführt (**Bild 4.4b**). Die Probenerwärmung erfolgte durch einen 3-Zonen-Konvektionsofen. Die Probenverlängerung wurde kontinuierlich mit einem axial wirkenden Extensometer mit hochauflösenden kapazitiven Dehnungsaufnehmern gemessen (**Bild 4.5b**).

Die dehnungsgeregelten **LCF-Versuche** wurden in Anlehnung an die entsprechende Norm ISO 12106 in einer servohydraulischen Dehnwechselprüfmaschine, wie sie für die Warmzugversuche verwendet wurde, durchgeführt. Die Rampendehngeschwindigkeit $\dot{\epsilon}_r$ betrug 6 %/min und das Lastabfallkriterium zur Ermittlung der Anrisswechselzahl 5 %. Die axiale Verlängerung der Messlänge wurde wiederum mittels eines Seitenextensometers mit keramischen Messstangen am zylindrischen Teil der Probe abgegriffen (**Bild 4.5a**). Die Probenerwärmung fand in einem Einzonen-Infrarot-Strahlungssofen statt.

Die Probengeometrie unterschied sich für die jeweiligen Versuche. Für die statischen Experimente (Zug- und Kriechversuche) wurde eine Probe mit integrierten Messschneiden für die axiale Dehnungsmessung verwendet (**Bild 4.5d**), wobei der Dehnungsabgriff bei den Zugversuchen trotz vorhandener Messschneiden im zylindrischen Bereich mittels Seitenextensometer erfolgte. Die Probe für die LCF-Untersuchungen hatte aufgrund der Belastungsart einen angepassten Radienübergang zwischen dem Einspannungs- und Prüfbereich (**Bild 4.5c**). Dadurch ergab sich ein geringer Kerbfaktor ($K_t = 1,06$) (**Bild 4.5e**).

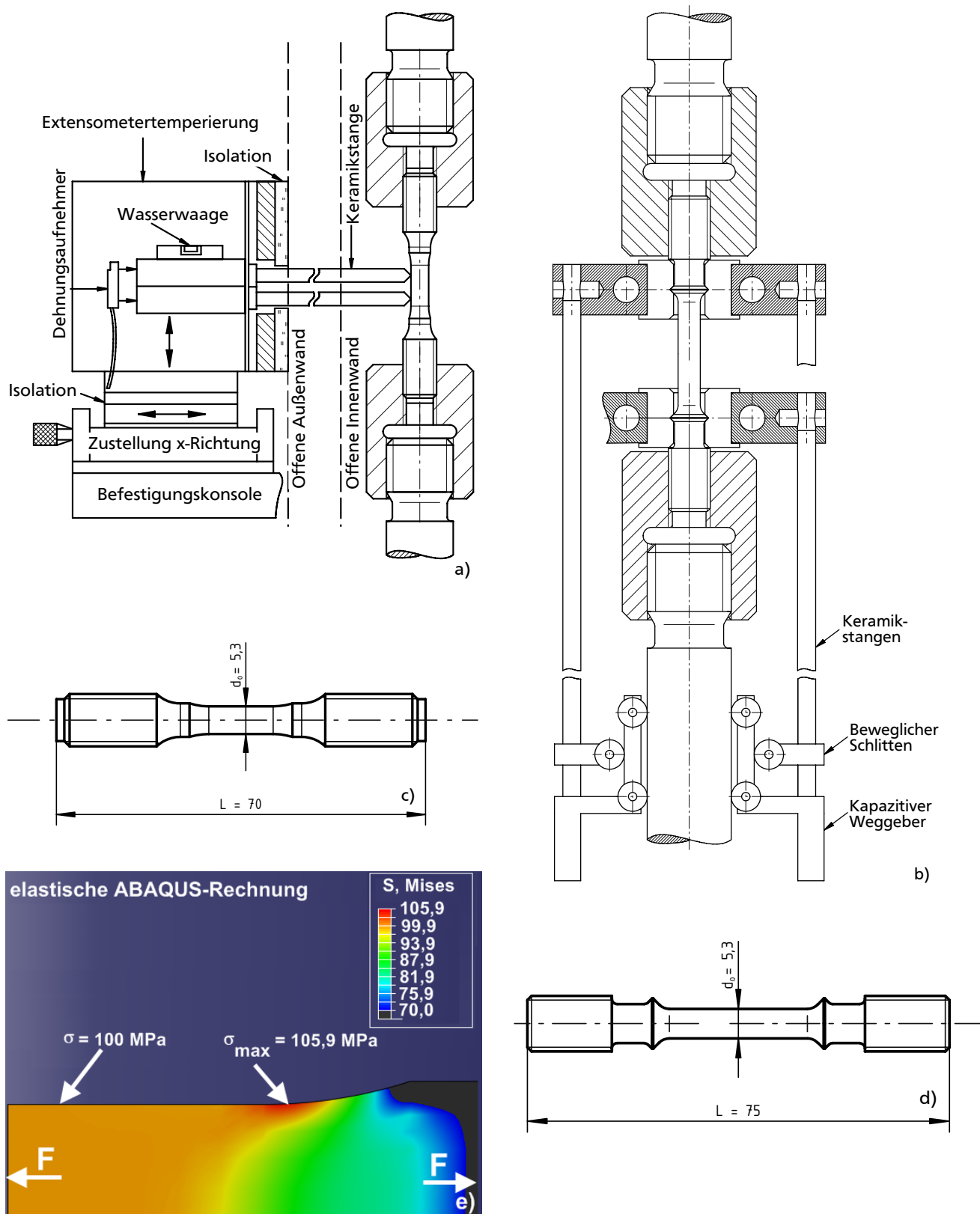


Bild 4.5: Dehnungsmessung mittels Seitenextensometer (a) und axial wirkendem Extensometer (b) sowie das Probendesign für zyklische LCF-Versuche (c) einschließlich elastischer ABAQUS Berechnung des Kerbfaktors (e) und Probendesign für die statischen Zug- und Kriechversuche (d).

Fazit „Versuchswerkstoff und Versuchsdurchführung“

Die experimentellen Untersuchungen in dieser Arbeit erfolgten an Proben aus Zylinderköpfen aus dem Werkstoff AlSi7MgCu0,5 T6, die aus der Serienproduktion entnommen wurden. Die Auswahl der Entnahmepositionen basierte auf einer Gieß- und Erstarrungssimulation, welche den Sekundärdendritenarmabstand im Zylinderkopf berechnete. Daraus ergaben sich vier charakteristische Gefügekassen (Brennraum, Hauptölbohrung, Lagerstuhl und Ölrücklauf) mit jeweils unterschiedlichen sDAS-Wertebereichen. Insgesamt erfolgte die Probenentnahme an 17 Positionen im Zylinderkopf.

Die experimentelle Datenbasis umfasste das quasistatische Kurzzeit-, das Kriech- und das Ermüdungsverhalten. Die Versuchsplanung erfolgte konventionell nach einem vollfaktoriellen Design. Weiterhin wurde für die Werkstoffqualifizierung eine moderne raumfüllende Methode mit dem Optimal Symetric Latin Hypercube Design (OSLH) verwendet. Dadurch wird ein Informationsgewinn gegenüber der vollfaktoriellen Methode erwartet, da die Stützstellen den Versuchsraum raumfüllend und gleichmäßiger belegen. Durch die Abdeckung des Versuchsraums im OSLH-Design ist es demnach möglich, Werkstoffeffekte zu entdecken, die durch das vollfaktorielle Design nicht gefunden werden.

5.1 Mikrostruktur

Die Eigenschaften eines Gussteils werden vom Gefügezustand infolge des Herstellungsprozesses beeinflusst. Dabei spielen die Legierungszusammensetzung, das ausgewählte Gießverfahren, die Bauteil- und Gussteilform, die Art der Formfüllung und die Wärmebehandlung eine Rolle. Daher wird der Werkstoff in dieser Arbeit metallographisch auf die Gefügemerkmale untersucht, die das Werkstoffverhalten des Zylinderkopfes beeinflussen können. Dazu zählen:

- Sekundärdendritenarmabstand (sDAS)
- Primär-, Sekundär- und Ausscheidungsphasen
- Mikroporosität und
- Eutektikum.

Der Gefügezustand des Zylinderkopfes ist durch die Herstellungsbedingungen vorgegeben und an die Position im Zylinderkopf gekoppelt. Somit repräsentieren die vier Gefügekassen einen definierten Werkstoffzustand und es ist nicht möglich, einzelne Gefügemerkmale gesondert zu betrachten oder zu variieren.

5.1.1 Sekundärdendritenarmabstand (sDAS)

Eine der wichtigsten Größen zur Charakterisierung der Gefügestruktur stellt der Dendritenarmabstand des dendritisch erstarrten α -Aluminiums dar. Die dendritische Struktur besteht aus einem Netzwerk von Primär-, Sekundär- und Tertiärdendriten. Durch lichtoptische Schliffanalysen kann der sDAS bestimmt werden (Abschnitt 3.3.2). Dazu wurden mindestens zehn Dendritenstämme mit mindestens fünf sichtbaren Dendritenarmen vermessen. Daraus ergibt sich nach Gl. 3.1 der sDAS-Wert.

Das dendritisch erstarrte Gussgefüge ist exemplarisch für die vier Gefügekassen in **Bild 5.1** dargestellt. Die ermittelten sDAS-Werte sind in Abhängigkeit der Gefügekassen des Zylinderkopfes in **Tabelle 5.1** aufgeführt.

Dabei zeigt sich ein deutlicher Unterschied in der Gefügebildung je nach Entnahmeposition. Das Gefüge aus dem Brennraumbereich ist mit $24,0\ \mu\text{m}$ sDAS am „feinsten“. Der Sekundärdendritenarmabstand des ÖR- und HÖB-Gefüges liegt bei $38,9\ \mu\text{m}$ bzw. $46,2\ \mu\text{m}$. Das „größte“ Gefüge wies das Lagerstuhlgefüge mit $65,1\ \mu\text{m}$ auf. Diese Ergebnisse decken sich sehr gut mit der Gieß- und Erstarrungssimulation (Bild 4.2). Somit bestätigt sich die Korrelation des sDAS mit der Abkühlgeschwindigkeit, wobei eine höhere Abkühlgeschwindigkeit ein feineres Gussgefüge erzeugt.

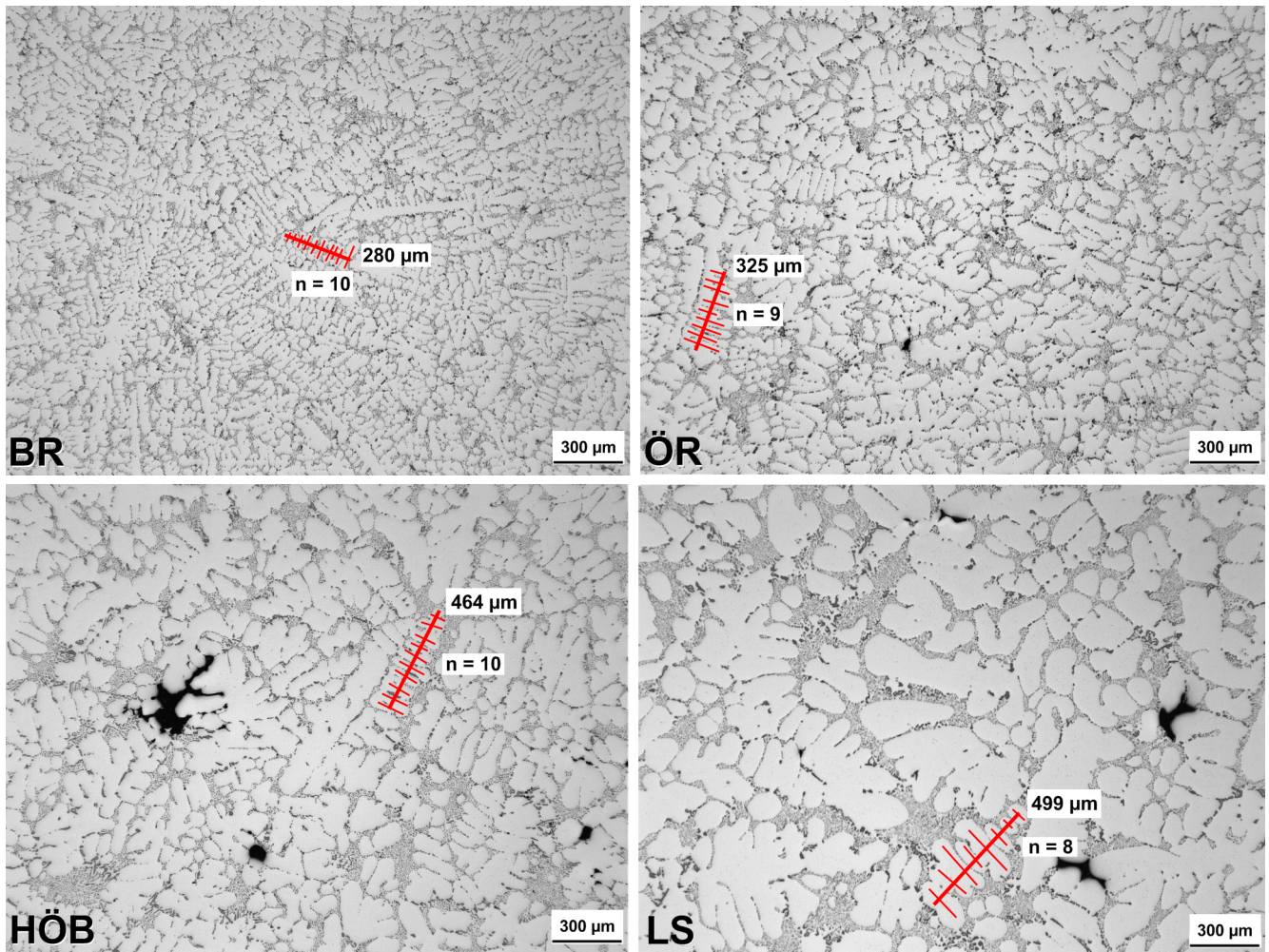


Bild 5.1: Exemplarische Darstellung der vier Gefügekassen des Zylinderkopf-Gussgefüges aus AlSi7MgCu0,5 T6.

Tabelle 5.1: Übersicht der gemessenen und simulierten (Gieß- und Erstarrungssimulation, Stand 25.01.2012) sDAS-Werte für die unterschiedlichen Gefügekassen.

Gefügekasse	sDAS-Werte [μm]		Korngröße [μm] ^{*3}
	gemessen [*]	simuliert ^{*2}	gemessen ^{*4}
Brennraum (BR)	24,0 \pm 3,9	25 - 30	-
Ölrücklauf (ÖR)	38,9 \pm 8,9	36 - 40	135
Hauptölbohrung (HÖB)	46,2 \pm 7,1	45 - 63	-
Lagerstuhl (LS)	65,1 \pm 12	k.A.	190

^{*}gemittelt aus mind. 10 Proben je 10 Messungen pro Gefügekasse, ^{*2} durch Nemak, ^{*3} durch DLR, ^{*4} Einzelmessung

Zusätzlich wurden anhand zweier exemplarischer Electron Backscatter Diffraction (EBSD) Messungen die erwartungsgemäße Korrelation der Korngröße mit dem sDAS bestätigt (Tabelle 5.1). Zur Charakterisierung des Gefügezustandes wird dennoch, wie für Aluminium-Gusslegierungen üblich, der sDAS-Wert herangezogen.

5.1.2 Phasenbestimmung

Die Bestimmung der Primär- und Sekundärphasen des Werkstoffes AlSi7MgCu0,5 T6 erfolgte durch das Deutsche Zentrum für Luft- und Raumfahrt (DLR) mit Hilfe der Methode der energiedispersiven Röntgenspektroskopie (EDX) im Rasterelektronenmikroskop (REM). Damit können die im REM sichtbaren Phasen der Zylinderkopfflegierung zugeordnet und identifiziert werden. Eine Übersicht der gefundenen Phasen ist in **Bild 5.2** am Beispiel eines metallographischen Schliffbildes des LS-Gefüges gezeigt. Die dazugehörige EDX-Analyse der einzelnen Phasen befindet sich in **Tabelle 5.2**.

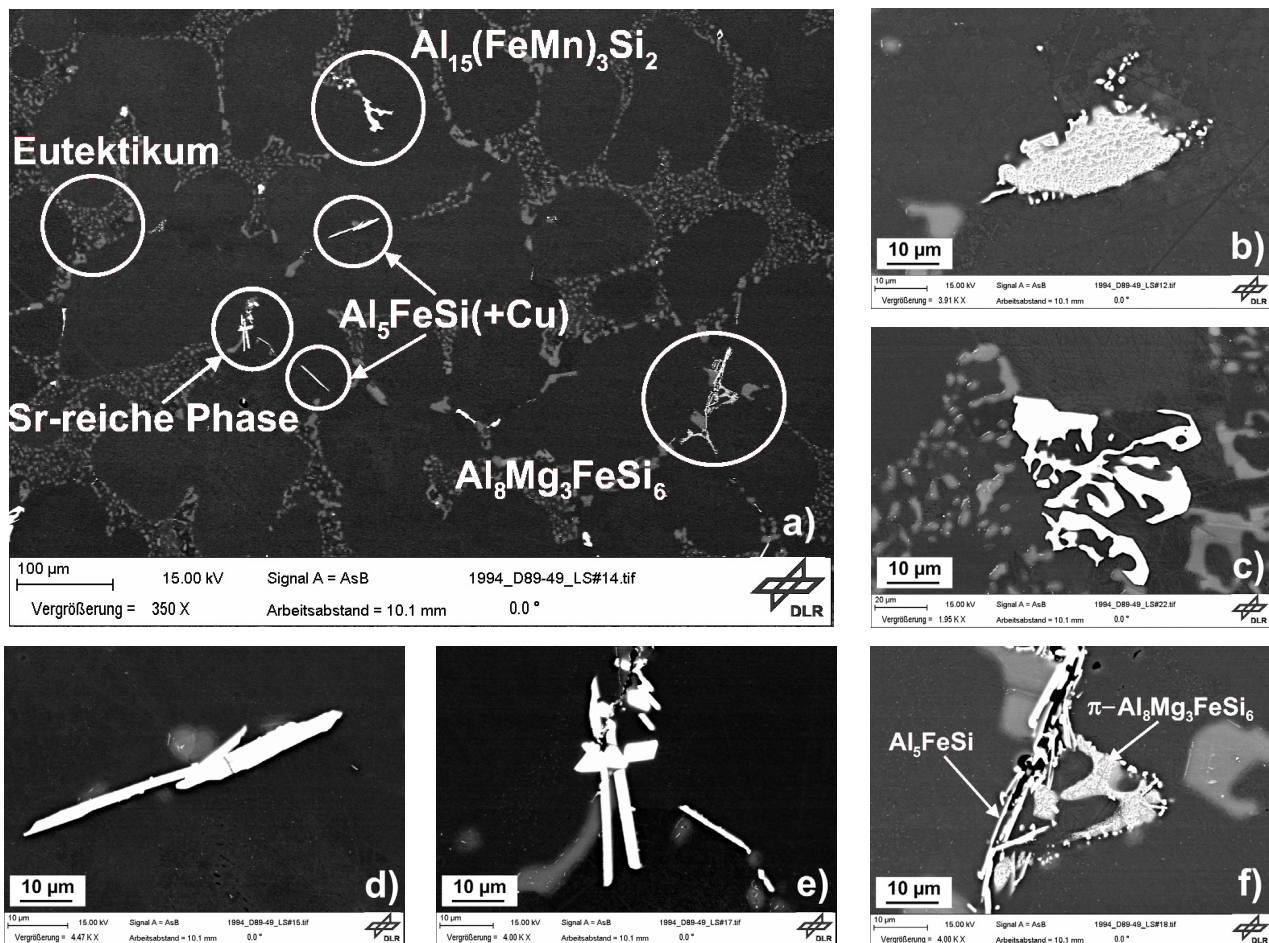


Bild 5.2: Übersicht der Primär- und Sekundärphasen des Werkstoffes AlSi7MgCu0,5 T6 (a) mit Detailaufnahmen der einzelnen Phasen: $\pi\text{-Al}_8\text{Mg}_3\text{FeSi}_6$ (b), $\alpha\text{-Al}_{15}(\text{FeMn})_3\text{Si}_2$ (c), $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}(+\text{Cu})$ (d), Sr-reiche Phasen (e), $\pi\text{-Al}_8\text{Mg}_3\text{FeSi}_6$ und AlSiFe (f) [DLR].

Die gefundenen intermetallischen Phasen (IMP) können metallographisch in allen vier Gefügeklassen (BR, ÖR, HÖB und LS) nachgewiesen werden und befinden sich in den Dendritenzwischenräumen. Es zeigt sich, dass sich die Morphologie der intermetallischen Phasen je nach Entnahmeposition unterscheidet (**Bild 5.3**). Dazu zählen vor allem das Längenverhältnis und die Größe der Phasen. Im BR- und ÖR-Bereich scheiden sich die

intermetallischen Phasen fein und plattenförmig aus, wobei die Phasen im ÖR-Bereich gemäß der restlichen Gefügestruktur etwas größer sind. Hingegen sind in den HÖB- und LS-Gefügeklassen grobe intermetallische Phasen vorzufinden, die vor allem im HÖB-Gefüge meist nadelförmig vorliegen. Die Veränderung der Phasenmorphologie lässt sich, mit Ausnahme der Gefügekategorie HÖB, mit dem sDAS und der Abkühlgeschwindigkeit im Zylinderkopf korrelieren. Diese Besonderheiten des HÖB-Gefüges konnten in Zusammenarbeit mit dem Zylinderkopferstellers nicht geklärt werden.

Tabelle 5.2: Übersicht der identifizierten Phasen des Werkstoffes AlSi7MgCu0,5 T6 einschließlich der einzelnen Bestandteile in wt. % [DLR].

	Al	Si	C	Mn
α -Al ₁₅ (FeMn) ₃ Si ₂	56,1 ± 2,0	10,5 ± 0,45	2,01 ± 0,45	9,79 ± 0,48
β -Al ₅ FeSi (+Cu)	50,6 ± 2,4	17,1 ± 1,7	2,29 ± 0,28	3,66 ± 1,0
π -Al ₈ Mg ₃ FeSi ₆	44,9 ± 5,1	24,9 ± 4,5	2,67 ± 0,23	1,18 ± 0,49
Sr-reiche Phase (Al ₄ SrSi ₂)	25,4 ± 1,7	24,5 ± 0,22	2,55 ± 0,43	-
eutektische Si	1,97 ± 2,3	94,1 ± 3,0	3,38 ± 1,1	-
	Fe	Cu	Mg	Sr
α -Al ₁₅ (FeMn) ₃ Si ₂	17,0 ± 0,64	4,64 ± 2,86	-	-
β -Al ₅ FeSi (+Cu)	17,7 ± 1,6	8,55 ± 2,1	-	-
π -Al ₈ Mg ₃ FeSi ₆	9,07 ± 2,8	4,84 ± 2,3	12,4 ± 2,8	-
Sr-reiche Phase (Al ₄ SrSi ₂)	-	-	0,45 ± 0,08	46,1 ± 1,0
eutektische Si	-	-	-	-

gemittelt aus mind. 3 Messungen je Phase

Die festigkeitsbeeinflussenden Ausscheidungsphasen Mg_xSi_y befinden sich innerhalb des α -Aluminums und sind nach Imurai et al. [ImAg2010] in der Größenordnung von einigen Nanometern, weshalb sie im Rasterelektronenmikroskop nicht nachgewiesen werden können. Es ist indirekt möglich, die einzelnen Ausscheidungsphasen über die Veränderung der Mikrohärtigkeit zu korrelieren (**Bild 5.4**). Dazu wurde die Mikrohärtigkeit HV 0,025 im α -Mischkristall der einzelnen Dendriten gemessen. Die Ausscheidungsphasen des Werkstoffes AlSi7MgCu0,5 wurden qualitativ aus dem in [ImAg2010] vorgestellten Härteverlauf bestimmt. Dementsprechend haben sich im wärmebehandelten T6-Zustand erst die GP(I) Zonen gebildet. Das Härtemaximum nach 30 h lässt auf die β' -Phase schließen. Der Härteabfall nach 100 h deutet auf die Umwandlung in die β' -Phase hin. Schließlich bildet sich ab ungefähr 500 h die Mg₂Si-Gleichgewichtsphase (β -Phase). Der Werkstoff befindet sich im praxisrelevanten T6-Zustand, daher am Anfang der Ausscheidungssequenz und verändert seine Festigkeit im Laufe des Betriebs je nach den Beanspruchungsparametern $f(t, T)$.

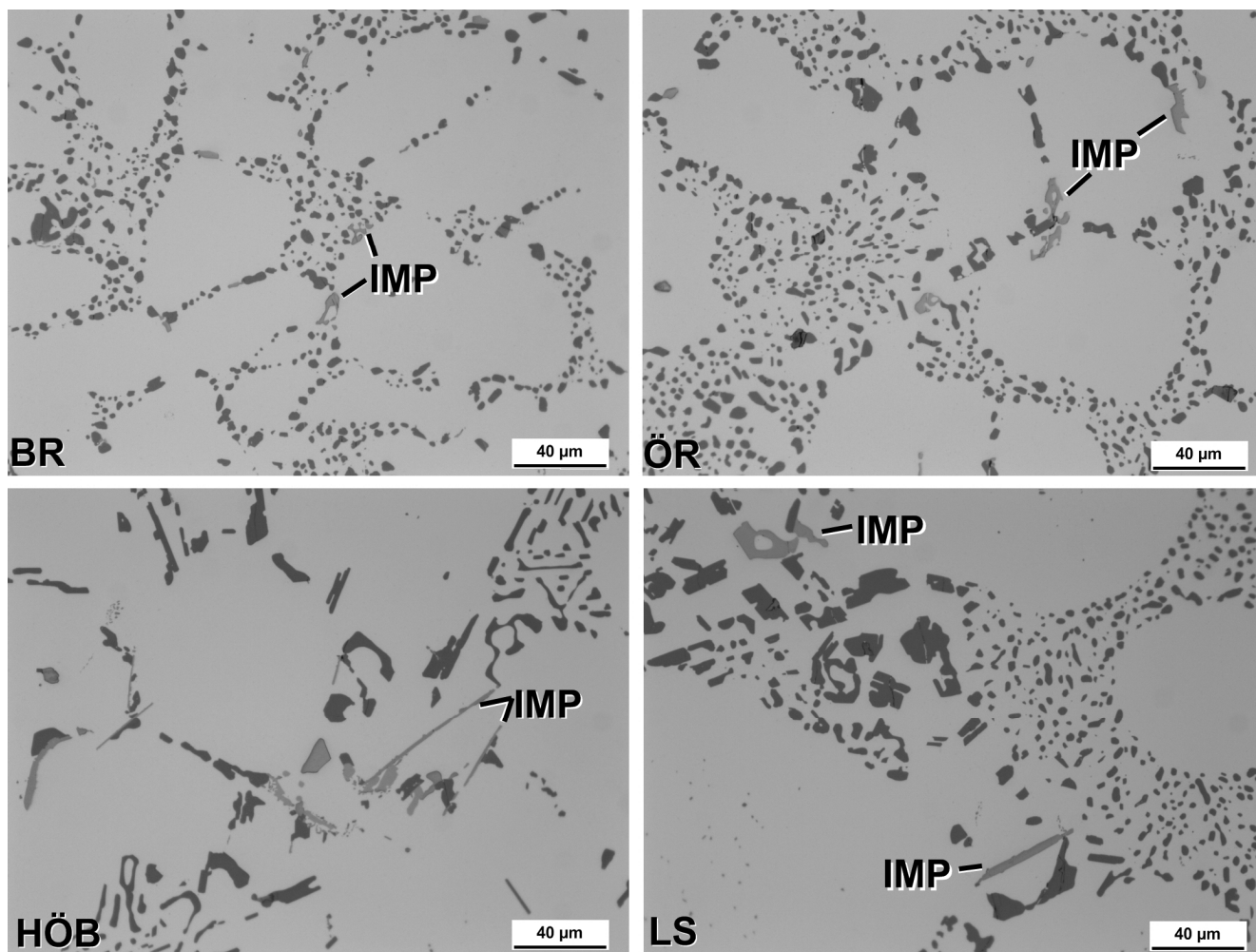


Bild 5.3: Morphologie der primären und sekundären intermetallischen Phasen (helle Partikel) sowie des Resteutektikums (dunkle Partikel) exemplarisch für jede Gefügekategorie des Werkstoffes AlSi7MgCu0,5 T6.

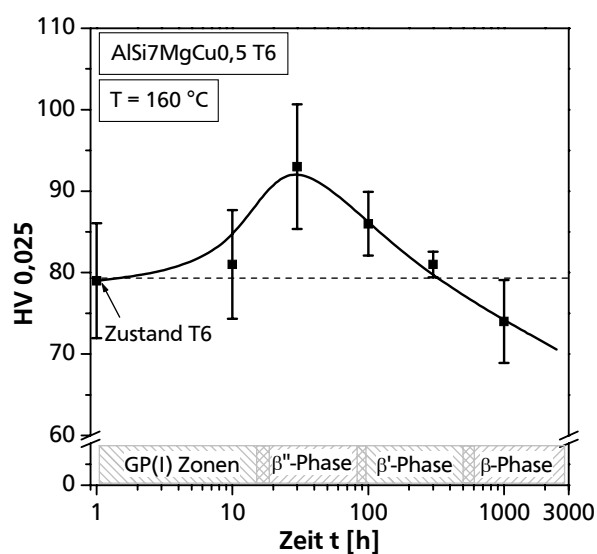
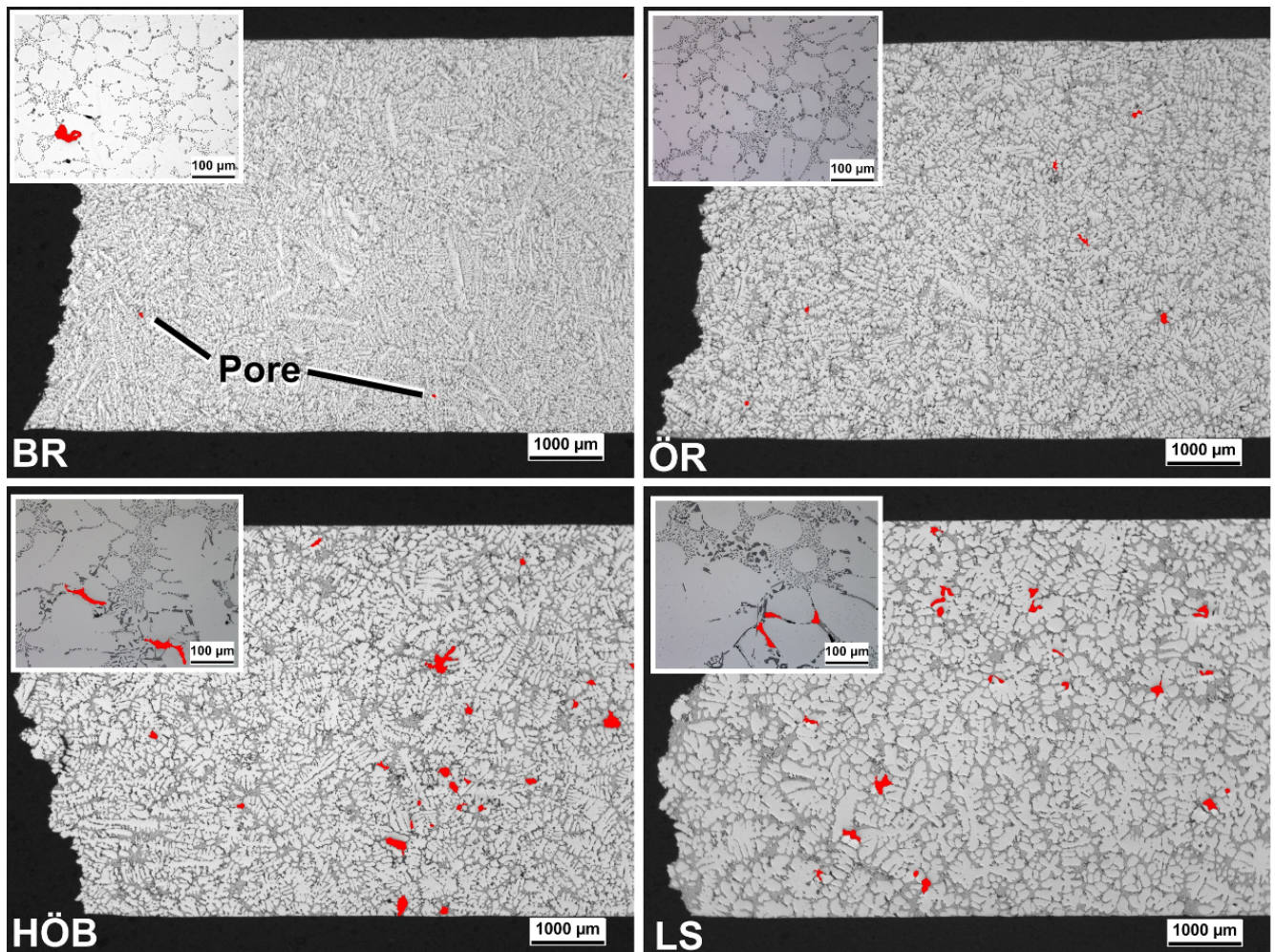


Bild 5.4: Verlauf der Mikrohärtigkeit in Folge der Auslagerung bei 160 °C zur Bestimmung der Ausscheidungsphasen der BR-Gefügekategorie des Werkstoffes AlSi7MgCu0,5.

5.1.3 Mikroporosität

Die Mikroporosität der AlSi7MgCu0,5-Gusslegierung wurde anhand zweier Methoden gemessen. Einerseits wurde die Porosität über metallographische Schliffanalysen bestimmt und andererseits kam das zerstörungsfreie computertomographische Verfahren (CT) zum Einsatz. Die Auswertung der CT-Analysen erfolgte durch die Bauhaus-Universität Weimar (BUW). Beide Verfahren geben außerdem Aufschluss über die Porenmorphologie und damit über den Entstehungsmechanismus der Poren.



[BUW]

Bild 5.5: Porositätsbestimmung anhand von metallographischen Schliffanalysen exemplarisch für jede Gefügekategorie und eine CT-Analyse exemplarisch für die HÖB-Gefügekategorie des Werkstoffs AlSi7MgCu0,5 T6.

Exemplarische Längsschliffe der vier Gefügekategorien sind in **Bild 5.5** gezeigt. Zur besseren lichteoptischen Abgrenzung der Poren von den intermetallischen Phasen und dem Eutektikum

wurden die Poren rot eingefärbt. Weiterhin ist exemplarisch eine CT-Analyse abgebildet, wobei die Poren (dunkle Flecken) des Gesamtvolumens als 2D-Projektion zu sehen sind. Die zerstörungsfreien CT-Analysen hatten den Vorteil, dass die Porositätsbestimmung nicht nur exemplarisch aus einer Schliffebene gewonnen wird, sondern aus einem definierten Messvolumen. Die CT-Analysen fanden an den Ermüdungsproben statt, wobei als Messvolumen die Prüfzone bis zum Übergangsradius berücksichtigt wurde (Bild 5.5). Weiterhin lag die technisch relevante minimale Porengröße für die AlSi7MgCu0,5 T6-Gusslegierung in der Größenordnung von ungefähr $20\text{ }\mu\text{m}$. Aus dem festgelegten Messvolumen, der Probengeometrie, der technisch relevanten Porengröße und den technischen Daten der CT-Anlage (u.a. Beschleunigungsspannung der Röntgenröhre, Auflösung des Detektors) ergab sich eine Voxelgröße von $10\text{ }\mu\text{m}$. Zusätzlich müssen Bildverarbeitungseffekte wie Bildrauschen und Bildartefakte berücksichtigt werden, weshalb das minimal identifizierbare Porenvolumen mehrere Voxel umfasst. Es war insgesamt möglich, das minimal identifizierbare Porenvolumen auf 27 Voxel ($27.000\text{ }\mu\text{m}^3$) und dementsprechend den minimal identifizierbaren Porendurchmesser auf $37,22\text{ }\mu\text{m}$ festzulegen.

Tabelle 5.3: Quantitative Bestimmung der Porositätsgrade anhand der Schliff- und CT-Analyse für die vier Gefügeklassen des Zylinderkopfwerkstoffes AlSi7MgCu0,5 T6.

Gefügekategorie	Schliffanalyse		CT-Analyse	
	Porosität P [%]	Messfläche [mm ²]	Porosität P [%]	Messvolumen [mm ³]
Brennraum (BR)	<0,01 ^{*1}	78,0	<0,01 ^{*2}	461,9
Ölraum (ÖR)	0,05 ^{*1}	107,3	0,04 ^{*2}	457,3
Hauptölbohrung (HÖB)	0,09 ^{*1}	80,7	0,08 ^{*3}	2197,3
Lagerstuhl (LS)	0,09 ^{*1}	135,1	0,03 ^{*2}	469,8

*1 gemittelt aus mind. 3 Proben je 8 Messungen; *2 Einzelmessung; *3 gemittelt aus vier Proben

Bei den metallographischen Schliffanalysen wurde die Mindestgröße einer detektierbaren Pore auf $19\text{ }\mu\text{m}$ definiert. Die gemessenen Porositätsgrade anhand beider Verfahren sind in **Tabelle 5.3** aufgeführt. Der Porositätsgrad, die Porenanzahl und die Porengröße nehmen allgemein mit sinkendem sDAS ab. Einzig der Gefügezustand des HÖB-Bereiches passt nicht zu dieser Korrelation. Verglichen mit dem deutlich größeren LS-Gefüge gibt es keine nennenswerten Unterschiede im Porositätsgrad. Dabei zeigt sich, dass beide Verfahren bezogen auf die qualitative als auch die quantitative Bewertung der Gefügeklassen vergleichbare Ergebnisse liefern (Tabelle 5.3). Das Ergebnis der Messung aus der CT-Analyse für das LS-Gefüge weicht von der aus der Schliffanalyse ab, was auf stochastische Effekte zurückgeführt werden kann, da die CT-Analyse Ergebnisse aus nur einer Messung darstellt. Weiterhin haben die Poren

unabhängig von dem Entnahmeort im Zylinderkopf vornehmlich eine verästelte Struktur und sind daher in die Klasse der interdendritischen Porosität einzuordnen. Kreisrunde Gasporien konnten dagegen kaum gefunden werden.

5.1.4 Eutektikum

Ein weiteres wichtiges Gefügemerkmal ist das Resteutektikum (eutektisches Silizium). Es scheidet sich in den Dendritenzwischenräumen aus und begünstigt aufgrund seines spröden Charakters die Rissinitiierung und den Rissfortschritt (Abschnitt 3.3.2) [ShIn2004, ClSt1982]. Anhand von metallographischen Untersuchungen wurde die Morphologie des Eutektikums innerhalb des Zylinderkopfes analysiert. Das Mikrogefüge des Werkstoffes AlSi7MgCu0,5 T6 ist für die vier unterschiedlichen Gefügekassen in Bild 5.3 abgebildet. Dabei werden mehrere Unterschiede der Morphologie des Eutektikums je nach Entnahmeposition sichtbar. Dies wird vor allem durch die Betrachtung des Durchmessers eines der Partikelfläche äquivalenten Kreises d_{aq} und der maximalen Partikelausdehnung l_{max} deutlich (**Tabelle 5.4**). Die maximale Partikelgröße steigt mit größer werdendem sDAS. Dies trifft ebenfalls auf den äquivalenten Durchmesser der eutektischen Teilchen zu, wobei das HÖB-Gefüge den größten äquivalenten Durchmesser aufweist. Weiterhin scheidet sich das Eutektikum im BR-Bereich als runde, im ÖR- und LS- Bereich als zunehmend blockförmige Partikel und im HÖB-Bereich häufig als nadelförmige Partikel aus. Schließlich steigt die Homogenität der eutektischen Ausscheidungen mit abnehmendem sDAS-Wert. Darüber hinaus sind noch weitere Merkmale zur Beschreibung der Morphologie des Eutektikums aus der Literatur bekannt (Längenverhältnis, Teilchenabstand und Formfaktor), von denen angenommen wird, dass sie keine zusätzlichen Erkenntnisse bezüglich des mechanischen Werkstoffverhaltens liefern. Die untersuchten Kenngrößen des Eutektikums lassen sich wiederum mit dem sDAS bzw. der Abkühlgeschwindigkeit für die BR-, ÖR- und LS-Gefügekasse korrelieren.

Tabelle 5.4: Äquivalenter Durchmesser und maximale Partikelgröße des Eutektikums des Werkstoffes AlSi7MgCu0,5 T6.

Gefügekasse	d_{aq} [μm]	l_{max} [μm]	Messfläche [mm ²]
Brennraum (BR)	2,29 ± 0,07	10,2 ± 1,80	0,291
Ölraum (ÖR)	2,78 ± 0,14	12,9 ± 1,78	
Hauptölbohrung (HÖB)	3,10 ± 0,57	19,2 ± 5,40	
Lagerstuhl (LS)	2,81 ± 0,24	27,9 ± 6,63	

gemittelt aus 6 Messungen einer Probe

Fazit „Gefügecharakterisierung“

Die Charakterisierung des Werkstoffgefüges wurde für die vier repräsentativen Gefügeklassen des Zylinderkopfes (Brennraum, Hauptölbohrung, Ölrücklauf und Lagerstuhl) durchgeführt (vgl. Bild 4.2). Dabei wurden die Gefügemerkmale untersucht, die nach aktuellem Stand des Wissens das mechanische Werkstoffverhalten des Zylinderkopfwerkstoffes AlSi7MgCu0,5 T6 beeinflussen. Die wichtigsten Gefügemerkmale der vier Gefügeklassen sind qualitativ und quantitativ in **Tabelle 5.5** zusammengefasst.

Die vier Gefügeklassen weisen eine unterschiedliche Ausprägung der Gefügemerkmale auf, wobei eine empirische Korrelation zwischen dem sDAS und den anderen Gefügemerkmalen besteht (Ausnahme: HÖB-Gefüge). Aus diesem Grund wird für die statistische Versuchsplanung als Gefügeparameter der Sekundärendritenarmabstand ausgewählt.

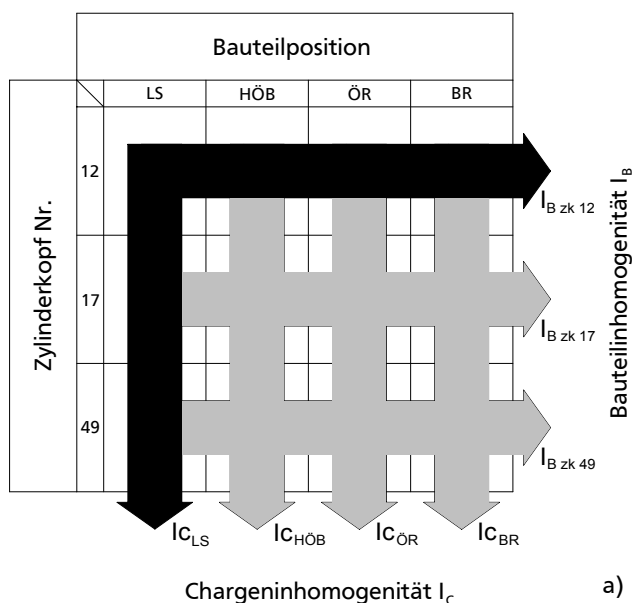
Tabelle 5.5: Zusammenfassung der Gefügemerkmale der einzelnen Gefügeklassen (Entnahmepositionen gemäß Abschnitt 4.1) des Zylinderkopfes AlSi7MgCu0,5 T6.

Gefüge- merkmal	Entnahmepositionen				Erkenntnisse
	BR	ÖR	HÖB	LS	
<i>sDAS</i>	<i>sehr fein</i> <i>24,0</i> $\pm 3,9 \mu\text{m}$	<i>fein</i> <i>38,9</i> $\pm 8,5 \mu\text{m}$	<i>mittel</i> <i>46,2</i> $\pm 7,1 \mu\text{m}$	<i>grob</i> <i>65,1</i> $\pm 12 \mu\text{m}$	$sDAS = f(\dot{T})$. Gieß- und Erstarrungssimulation wurde bestätigt [WaEn2010]. <i>sDAS</i> korreliert mit Korngröße.
Primär-, Sekundär- und Aus- scheidungs- phasen	für alle Entnahmepositionen: α -Al ₁₅ (FeMn) ₃ Si ₂ , β -Al ₅ FeSi(+Cu), π -Al ₈ Mg ₃ FeSi ₆ , Sr-reiche Phase (Al ₄ SrSi ₂). Ausscheidungsphasen sind im T6-Zustand als GP(I)-Zonen vorhanden. <i>sehr fein</i> <i>fein</i> <i>grob</i> <i>grob</i> <i>plattenförmig</i> <i>plattenförmig</i> <i>nadelförmig</i> <i>platten- und nadelförmig</i>				Primär- und Sekundärphasen sind im gesamten Zylinderkopf in Dendritenzwischenräumen vorzufinden. Größe und Morphologie der Phasen $\approx f(\dot{T}, sDAS)$. Ausnahme HÖB: große, nadelförmige Phasen.
Mikro- porosität	<i>sehr wenig</i> $<0,01 \%$	<i>wenig</i> $0,04 \%$ <i>bis</i> $0,05 \%$	<i>viel</i> $0,08 \%$ <i>bis</i> $0,09 \%$	<i>viel</i> $0,03 \%$ <i>bis</i> $0,09 \%$	Gasporosität ist nur vereinzelt vorhanden, weitestgehend interdendritische Porosität. $Poren \approx f(\dot{T}, sDAS)$. Ausnahme HÖB: Porosität vergleichbar mit LS.
Eutektikum	<i>sehr fein</i> $d_{\ddot{a}q} = 2,29$ $\pm 0,07 \mu\text{m}$ $l_{\text{max}} = 10,2$ $\pm 1,80 \mu\text{m}$ <i>homogen</i> <i>rund</i>	<i>fein</i> $d_{\ddot{a}q} = 2,78$ $\pm 0,14 \mu\text{m}$ $l_{\text{max}} = 12,9$ $\pm 1,78 \mu\text{m}$ <i>homogen</i> <i>rund und blockförmig</i>	<i>fein - grob</i> $d_{\ddot{a}q} = 3,10$ $\pm 0,57 \mu\text{m}$ $l_{\text{max}} = 19,2$ $\pm 5,40 \mu\text{m}$ <i>inhomogen</i> <i>rund bis nadelförmig</i>	<i>fein - grob</i> $d_{\ddot{a}q} = 2,81$ $\pm 0,24 \mu\text{m}$ $l_{\text{max}} = 27,9$ $\pm 6,63 \mu\text{m}$ <i>inhomogen</i> <i>rund bis blockförmig</i>	Eutektikum scheidet sich in den Dendritenzwischenräumen aus. Größe und Morphologie der Phasen $\approx f(\dot{T}, sDAS)$. Ausnahme HÖB: Teilchen sind inhomogen und nadelförmig.

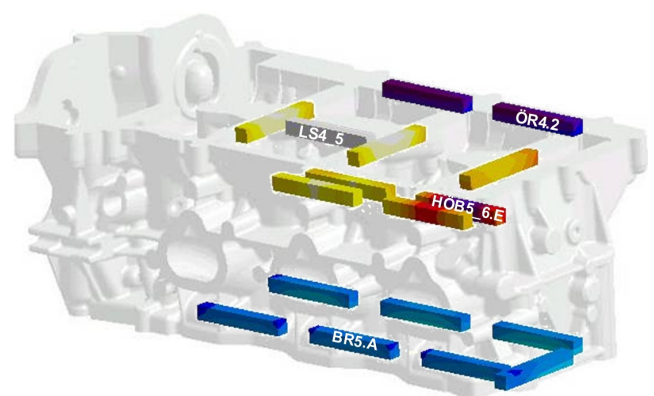
6.1 Homogenitätsuntersuchung

Aufgrund der komplexen Form und den daraus folgenden lokal unterschiedlichen Abkühlbedingungen nach dem Gießen des Zylinderkopfes ist mit Streuungen der Werkstoffeigenschaften zu rechnen. Diese resultieren aus unterschiedlich ausgeprägten sDAS, Porositäten und Verunreinigungen. Zur Quantifizierung der Unterschiede in den mechanischen Eigenschaften wurden Homogenitätsuntersuchungen durchgeführt.

Bei den Zylinderkopfbauteilen wird zwischen dem systematischen Eigenschaftsprofil des Zylinderkopfes durch den Gieß- und Erstarrungsprozess (Bauteilinhomogenitäten I_B) und den ungewünschten aber nicht beeinflussbaren statistischen Streuungen durch den Produktionsprozess (Chargeninhomogenitäten I_C) unterschieden. Die Inhomogenitäten wurden anhand quasistatischer Zugversuche bei Raumtemperatur (RT) bestimmt (**Anhang A, Tabelle A 4**). Die daraus gewonnenen Festigkeits- und Duktilitätskennwerte dienen als Maß für die Inhomogenität des Werkstoffes (**Tabelle A 5**). Das Vorgehen der Homogenitätsuntersuchung ist in **Bild 6.1a** dargelegt. Zur Bestimmung der Bauteilinhomogenität wurde je Gefügekategorie des Zylinderkopfes eine Probe entnommen (BR5.A, HÖB5_6.E, LS4_5 und ÖR4.2). Weiterhin wurden drei Zylinderköpfe aus jeweils unterschiedlichen Produktionschargen (Zk12, Zk17 und Zk49) verwendet, um die Chargeninhomogenitäten zu identifizieren (**Bild 6.1b**).



a)



Zk12 (Abguss: 08.01.2008)

Zk17 (Abguss: 20.01.2008)

Zk49 (Abguss: 01.02.2008)

b)

Bild 6.1: Methodisches Vorgehen bei der Bestimmung der Bauteil- und Chargeninhomogenitäten (a) an vier Bauteilpositionen und drei Zylinderköpfen (b).

Die Definition der Inhomogenitäten I einer Werkstoffkenngröße erfolgt nach Gl. 6.1. Demnach wird die Streuung in Form der zweifachen Standardabweichung 2σ der

gemessenen Werkstoffkennwerte auf den Mittelwert μ bezogen, wodurch sich die Inhomogenität als prozentuale Abweichung ergibt.

$$I = \frac{2\sigma}{\mu} \cdot 100\% \quad (6.1)$$

Die Bauteilinhomogenität I_B setzt sich je Zylinderkopf aus den Werkstoffkennwerten der vier Entnahmepositionen zusammen. Daraus ergeben sich drei lokale Bauteilinhomogenitäten $I_{B,Zk12}$, $I_{B,Zk17}$ und $I_{B,Zk49}$, deren Mittelwert die für den gesamten Zylinderkopf auftretende Bauteilinhomogenität quantifiziert (Bild 6.1a). Die Chargeninhomogenität I_C wird entsprechend ermittelt. Anstelle der vier Positionen je Zylinderkopf werden die Werkstoffkennwerte der drei unterschiedlichen Zylinderköpfe je Entnahmeposition betrachtet. Der Mittelwert der vier Chargeninhomogenitäten $I_{C,BR}$, $I_{C,HÖB}$, $I_{C,LS}$ und $I_{C,ÖR}$ repräsentiert die Chargeninhomogenität I_C (Bild 6.1a).

Die Ergebnisse der zwölf durchgeführten Homogenitätsuntersuchungen sind in **Tabelle 6.1** aufgeführt. Darin sind zum einen die Abweichungen der Werkstoffkenngrößen absolut als 2σ und in Form der oben definierten Inhomogenitäten I in Prozent aufgelistet.

Tabelle 6.1: Homogenität des Versuchswerkstoffes anhand der Festigkeits- und Duktilitätswerte ermittelt im Zugversuch bei Raumtemperatur mit der Unterteilung in Bauteil- und Chargeninhomogenität.

	Festigkeitskennwerte				Verformungskennwerte		
	$R_{p0,2}$	$R_{p0,5}$	R_{p1}	R_m	E	A_5	Z
	[MPa]				[MPa]	[%]	
Mittelwert* μ	196	219	233	259	74349	4,9	6,3
Bauteil 2σ	18,6	19,0	22,0	52,2	1951	5,8	5,6
Charge 2σ	15,8	14,3	9,53	15,9	1685	2,2	3,6
	[%]						
Bauteil I_B	9,50	8,70	9,37	20,1	2,62	118	88,9
Charge I_C	8,07	6,52	4,08	6,10	2,27	44,9	57,1
	[%]						
Gesamt- inhomogenität I	10,7	9,36	9,08	18,5	2,45	110	87,5

* Mittelwert gültig für zwölf durchgeführte Experimente

Es zeigt sich einerseits, dass die Duktilitätswerte A_5 und Z deutlich größere Streuungen aufweisen als die Festigkeitskenngrößen, was sich mit den Beobachtungen aus [TrVo2005] deckt. Andererseits sind die systematischen Streuungen I_B der einzelnen Bauteilpositionen, hervorgerufen durch den Gieß- und Erstarrungsprozess, durchweg größer als die statistischen

Streuungen I_C aufgrund des Produktionsprozesses (Tabelle 6.1). Der Unterschied der beiden Streuungsgrößen ist nur bei der 0,2 %-, 0,5 %-Dehngrenze und dem E-Modul in einer ähnlichen Größenordnung, bei allen anderen Werkstoffkennwerten ist die Bauteilinhomogenität mindestens um den Faktor 2 größer. Dadurch wirken sich die Streuungen aus dem Produktionsprozess nicht als Störgröße für die Versuchsplanung aus und es ist möglich, verlässliche Aussagen über das Werkstoffverhalten in Abhängigkeit des Gefügezustandes, repräsentiert durch die Entnahmeposition, zu erhalten.

6.2 Quasistatisches Kurzzeitverhalten

Zur Charakterisierung der quasistatischen Kurzzeiteigenschaften wurden Warmzugversuche nach der OSLH-Versuchsplanungsmethode durchgeführt. Die Versuchsergebnisse des Werkstoffes AlSi7MgCu0,5 T6 sind in Form von Response Surfaces für die Werkstoffkennwerte 0,2 %-Dehngrenze $R_{p0,2}$, Zugfestigkeit R_m , Elastizitätsmodul E , Bruchdehnung A_5 und Brucheinschnürung Z angegeben. Sie beschreiben die jeweiligen Werkstoffkennwerte in Abhängigkeit der Versuchstemperatur T [°C] und des Sekundärdendritenarmabstandes $sDAS$ [μm]. Die Bestimmung der Response Surfaces $f(T, sDAS)$ erfolgte durch Approximation mit einer Polynomfunktion zweiten Grades:

$$f(T, sDAS) = c + a_1 \cdot T + b_1 \cdot sDAS + ab \cdot T \cdot sDAS + a_2 \cdot T^2 + b_2 \cdot sDAS^2 . \quad (6.2)$$

Die Bestimmung der Polynomkonstanten c, a_1, b_1, ab, a_2 und b_2 fand mittels OPTIMUS Software [OPTIMUS] anhand der Fehlerquadratmethode (Gl. 3.62) durch die Hochschule für Angewandte Wissenschaften (HAW) statt. Der geeignete Polynomgrad wurde separat für jede Werkstoffkenngröße mit Hilfe zweier Gütekriterien, dem Bestimmtheitsmaß R^2 (Gl. 3.63) und der Vorhersagengüte aus der Leave-One-Out-Cross-Validation R_{press}^2 (Gl. 3.66) ausgewählt (Tabelle A 6).

Aus den beiden Response Surfaces für die Festigkeit geht hervor, dass mit zunehmendem Sekundärdendritenarmabstand und mit steigender Temperatur sowohl die 0,2 %-Dehngrenze als auch die Zugfestigkeit abnimmt, wobei der sDAS-Einfluss auf die 0,2 %-Dehngrenze geringer ausfällt als auf die Zugfestigkeit (**Bild 6.2**). Diese Erkenntnisse decken sich mit [ShIn2004, FeOp1999, WaMi2003]. Die höhere Festigkeit von AlSi7MgCu0,5 T6 mit abnehmendem sDAS ist auf den Effekt der Feinkornhärtung zurückzuführen, da der sDAS mit der Korngröße korreliert (vgl. Tabelle 5.1) und somit die steigende Festigkeit bzw. Dehngrenze über den Hall-Petch-Effekt [OsAn2007, BaWe2005, IlWe2010] erklärt werden kann. Die Festigkeitsabnahme der AlSi7MgCu0,5 T6-Legierung mit steigender Temperatur ist auf die thermisch bedingte Abnahme der Widerstände gegen die Versetzungsbewegung

zurückzuführen. Dazu zählen Gleit-, Schneid- und Quergleitstressen, das einsetzende Korngrenzgleiten und die beginnenden Erholungsvorgänge bei einer Übergangstemperatur T_U von ca. 373 K ($\sim 100^\circ\text{C}$) [BüHa2006].

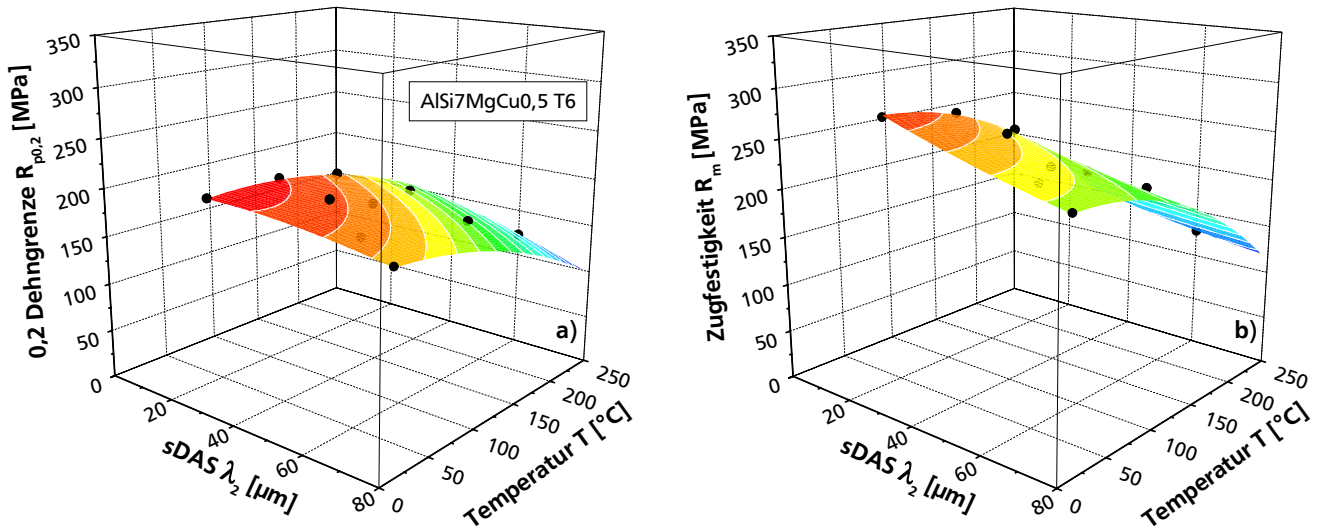


Bild 6.2: Response Surface mit quadratischer Ansatzfunktion für die 0,2 %-Dehngrenze $R_{p0,2}$ (a) und die Zugfestigkeit R_m (b) für den Werkstoff AlSi7MgCu0,5 T6.

Die Response Surface für den Elastizitätsmodul wurde sowohl mit einer linearen als auch einer quadratischen Polynomfunktion beschrieben (**Bild 6.3**). Dabei zeigt sich, dass der E-Modul mit zunehmender Temperatur abnimmt. Die E-Modulabnahme mit steigender Temperatur ist auf die größere Beweglichkeit der Atome bei höheren Temperaturen und den damit zurückgehenden Bindungskräften zu erklären [IlWe2010]. Die Abhängigkeit des E-Moduls von dem sDAS ist trotz geringerem Bestimmtheitsmaß mit einer linearen Response Surface erfahrungsgemäß zutreffender beschrieben. Dies wird durch weitere (Warm-)Zugversuche bestätigt, die zur Validierung der Response Surface verwendet wurden (Abschnitt 6.2.1, Bild 6.6c).

Die Duktilitätskennwerte werden ebenfalls in Form von Response Surfaces abgebildet (**Bild 6.4**). Die Duktilitätskennwerte von AlSi7-Gusslegierungen sind generell stärker streuungsbehaftet als die Festigkeitskennwerte [TrVo2005, WaMi2003], was sich schon in den Homogenitätsuntersuchungen zeigte (Tabelle 6.1). Die Ursache liegt in dem komplexen Zusammenspiel der einzelnen Gefügemerkmale, welche die Duktilität beeinflussen. Daher ist es ohne eine Variation der einzelnen Gefügemerkmale nicht möglich, die jeweiligen Effekte sowie deren Wechselwirkungen zu erfassen, was in dieser Arbeit aufgrund der Probenentnahme aus Original-Bauteilen nicht möglich war. Eine Auftragung der Duktilitätskennwerte über dem sDAS liefert demnach keinen eindeutigen Zusammenhang. Aus diesem Grund sind die Verformungskennwerte sowohl linear ($R_{AS}^2 = 0,64$ bzw. $R_Z^2 = 0,67$) als auch

quadratisch dargestellt ($R_{AS}^2 = 0,82$ bzw. $R_Z^2 = 0,84$).

In der linear approximierten Response Surface nimmt das plastische Verformungsvermögen der Zylinderkopfflegierung mit steigender Temperatur zu. Dies trifft ebenfalls auf die Response Surface mit quadratischer Ansatzfunktion zu. Weiterhin werden bei den quadratischen Anpassungen bei geringen Temperaturen und mittlerem sDAS negative Verformungskennwerte berechnet. Diese mathematische „Fehlanpassung“ entsteht durch Extrapolation in Bereiche ohne Messwerte und kann nur mit mehr Stützstellen in diesen Bereichen vermieden werden (Abschnitt 6.2.1 und 6.2.2).

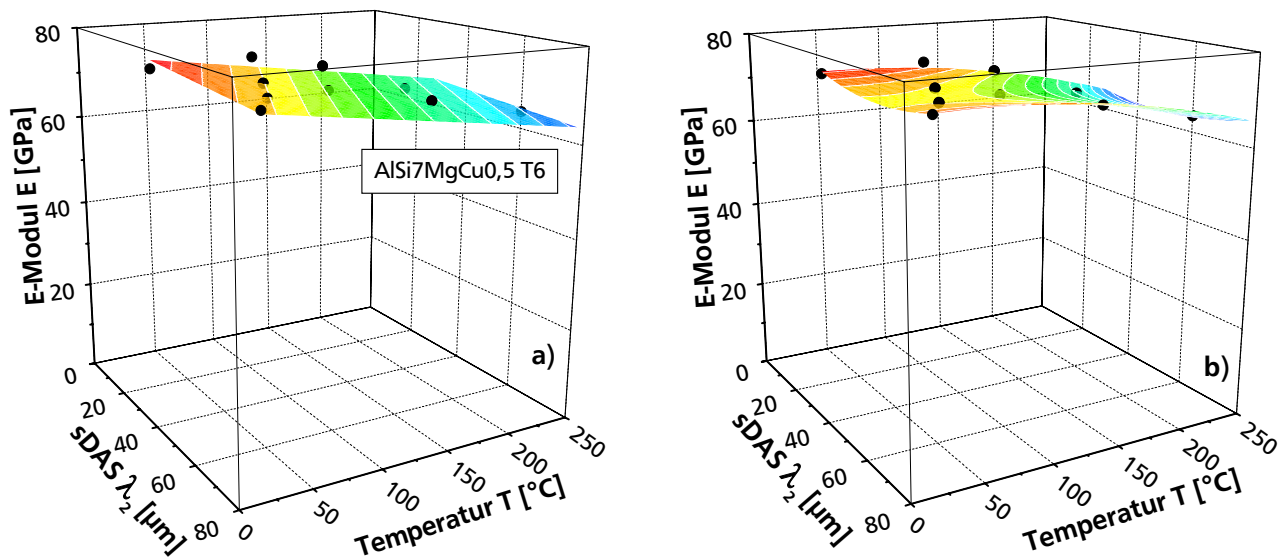


Bild 6.3: Response Surface für den Elastizitätsmodul E mit linearer Ansatzfunktion (a) und quadratischer Ansatzfunktion (b) für den Werkstoff AlSi7MgCu0,5 T6.

Die Duktilität der AlSi7MgCu0,5 T6-Legierung geht bei der Response Surface mit linearer Ansatzfunktion mit höherem sDAS zurück. Dies liegt am Bruchverhalten der Zylinderkopfflegierung unter quasistatischer Kurzzeitbeanspruchung. Es zeigt sich, dass zuerst die spröden Gefügebestandteile wie das Resteutektikum und die intermetallischen Phasen aufbrechen. Beim Erreichen einer kritischen Anzahl an aufgebrochenen Partikeln, beginnt das Risswachstum über die Aluminiummatrix zwischen den gebrochenen Partikeln [WaMi2003, ShIn2004]. Somit laufen die Risse durch die Dendritenzwischenräume und der Bruchpfad ist mit Resteutektikum und intermetallischen Phasen belegt (**Bild 6.5a,b**). Aus Kapitel 5 ist bekannt, dass allgemein mit zunehmendem sDAS das Resteutektikum und die intermetallischen Phasen gröber und nadelförmiger sind (Tabelle 5.5). Dadurch bauen sich bei gleicher Dehnung höhere lokale Spannungen an den Teilchen auf, die zu einem frühzeitigen Partikelbruch führen. Dementsprechend brechen gemäß der linearen Response Surface die größeren Gefügezustände früher, was sich in einer geringeren Duktilität ausdrückt. Die

Abhängigkeit des plastischen Verformungsvermögens vom sDAS und der Phasenmorphologie deckt sich mit den Aussagen von [YeAn2003, HeAl1994, ShIn2004, ClSt1982].

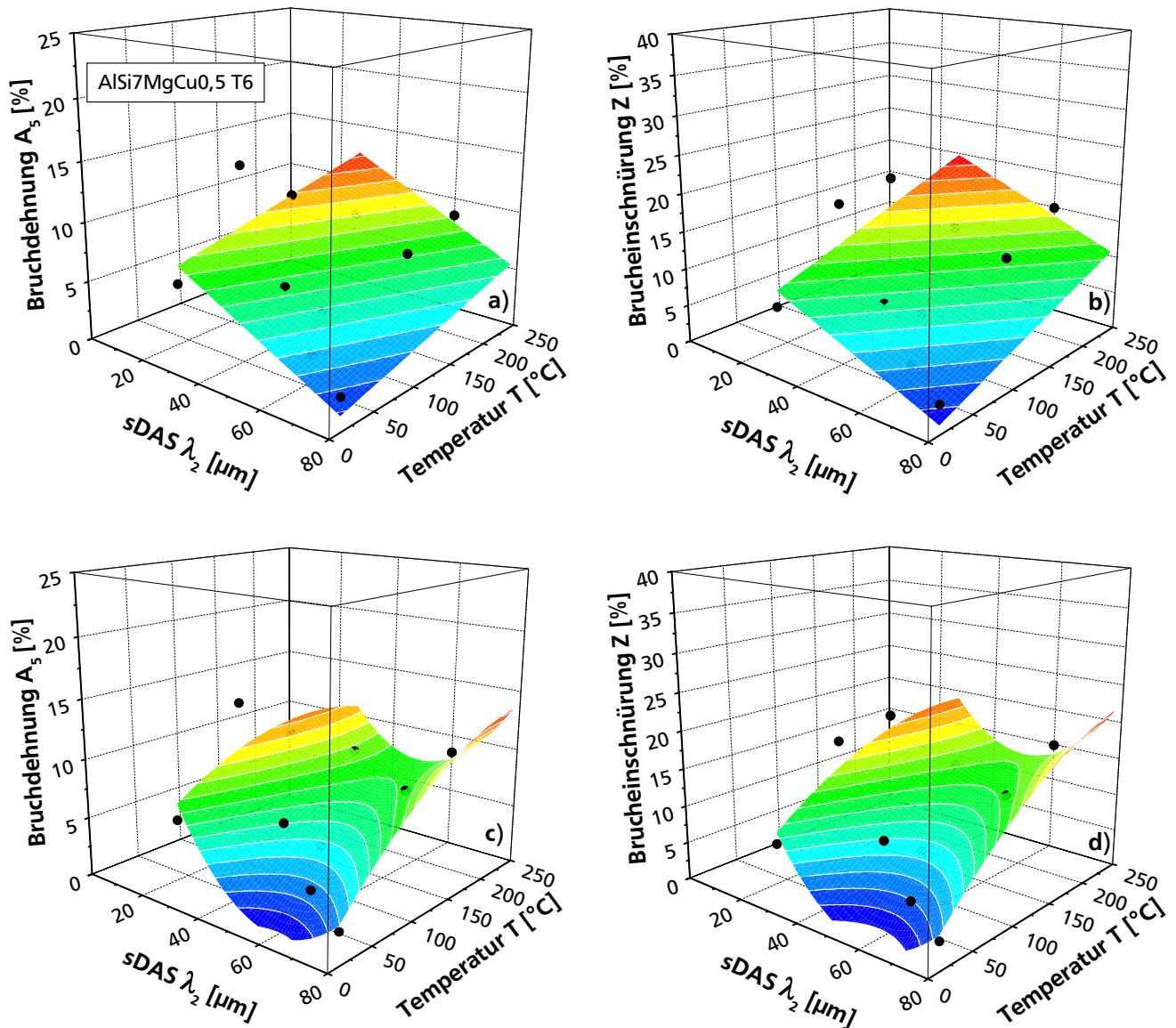


Bild 6.4: Response Surfaces für die Bruchdehnung A_5 mit linearer (a) bzw. quadratischer Ansatzfunktion (c) und für die Brucheinschnürung Z mit linearer (b) bzw. quadratischer Ansatzfunktion (d) für den Werkstoff AlSi7MgCu0,5 T6.

Mit diesen Erkenntnissen lässt sich ebenfalls die geringe Duktilität des HÖB-Gefüges trotz mittlerem sDAS erklären. Aufgrund der besonders groben intermetallischen Phasen, des nadelförmigen Resteutektikums und der hohen Porosität dieser Gefügeklasse (Tabelle 5.5), weist das HÖB-Gefüge bei allen Temperaturen das geringste plastische Verformungsvermögen auf (Abschnitt 6.2.1, Bild 6.6e,f). Die für das plastische Verformungsvermögen nachteiligen Gefügemerkmale werden ebenfalls im Bruchverhalten sichtbar. Im HÖB-Gefüge sind bei der Untersuchung von Schliffen im Vergleich zu den restlichen Gefügeklassen häufiger inter-

metallische Phasen gefunden worden (Abschnitt 6.4, Bild 6.25). Die nadelförmigen intermetallischen Phasen finden sich auch auf den Bruchflächen bzw. entlang der Risspfade (**Bild 6.5c**). Außerdem befinden sich auf den Bruchpfaden des HÖB-Gefüges vermehrt interdendritische Poren (**Bild 6.5d**).

Somit kann das Werkstoffverhalten von HÖB nur durch eine Response Surface mit einer mindestens quadratischen Ansatzfunktion abgebildet werden. Sie besitzt deshalb bei ca. $60\text{ }\mu\text{m}$ ein Minimum, was in der linearen Darstellung nicht berücksichtigt werden kann. Jedoch fallen die Ränder der quadratischen Response Surface deutlich zu steil aus. Dadurch werden zu hohe Bruchdehnungen im Bereich niedriger und hoher sDAS vorhergesagt. Eine konservative Beschreibung des Verformungsvermögens kann nur durch mehr Stützstellen erreicht werden (Abschnitt 6.2.1). Das Bruchverhalten bei quasistatischer Kurzzeitbelastung stellt sich für alle Temperaturen und Gefügezustände als duktil heraus, weshalb die Bruchflächen eine deutliche Wabenstruktur aufweisen (Wabenbruch) (**Bild 6.5e,f**).

Die ermittelten Werkstoffkennwerte der durchgeführten Versuche zum Kurzzeitverhalten sind in **Tabelle A 7**, die Polynomkonstanten einschließlich der 95 %-Streubänder aller Response Surfaces der jeweiligen Werkstoffkenngrößen in **Tabelle A 8** aufgeführt.

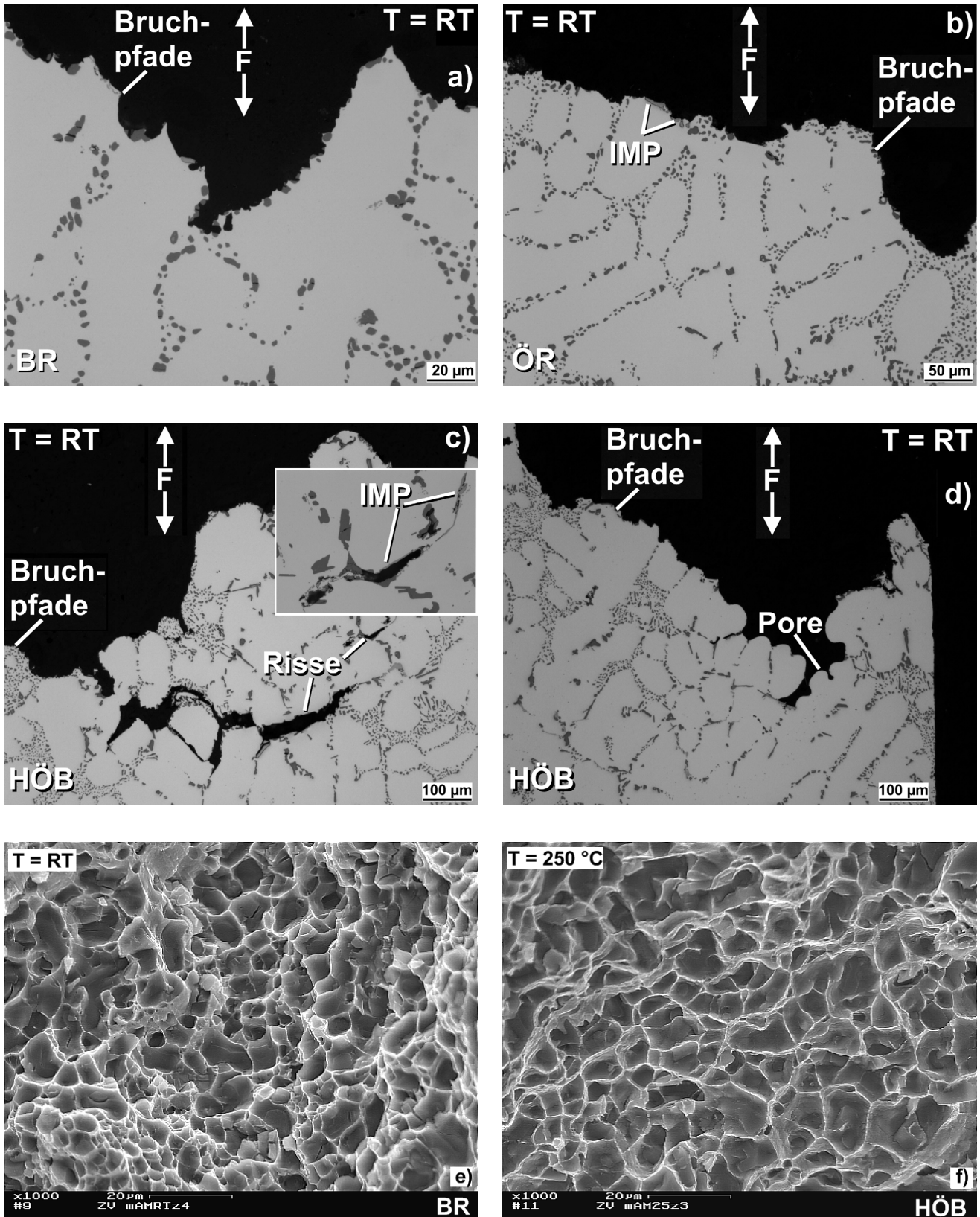


Bild 6.5: Bruchverhalten bei quasistatischer, zeitunabhängiger Beanspruchung in Abhängigkeit der Gefügekassen und der Temperatur: BR, RT (a,e), ÖR, RT (b), HÖB, RT (c,d) und HÖB, 250 °C (f).

6.2.1 Validierung der Response Surface

Die Validierung der Response Surface wurde anhand von neun Warmzugversuchen nach konventioneller, vollfaktorieller Versuchsplanung bei RT, 140 °C und 250 °C mit dem BR-, HÖB und LS-Gefüge durchgeführt (Bild 4.3, Tabelle A 1). Zusätzlich wurden die Experimente zur Homogenitätsuntersuchung aller Gefügeklassen bei RT zur Validierung der Response Surfaces verwendet (Tabelle A 4).

Der Vergleich der Validierungsversuche mit den ermittelten Response Surfaces einschließlich der 95 %-Streubanduntergrenzen ist in **Bild 6.6** dargestellt. Für die Verformungskennwerte werden aus Gründen der Übersichtlichkeit nur die Streubanduntergrenzen bei RT eingezeichnet. Die Validierung der Response Surfaces für die Festigkeitskennwerte $R_{p0,2}$ und R_m ist mit einem Bestimmtheitsmaß $R^2_{Rp0,2} = 0,92$ bzw. $R^2_{Rm} = 0,95$ möglich (**Tabelle A 9**). Es lässt sich jedoch erkennen, dass einige Versuchspunkte der Homogenitätsuntersuchungen unterhalb der Streubanduntergrenzen der Response Surface liegen (**Bild 6.6a,b**). Dementsprechend ist die Streuungsbewertung der Response Surfaces mit zehn Versuchen auf der nicht konservativen Seite. Zusätzlich wurden exemplarisch für die Zugfestigkeit Vergleichswerte aus der Literatur für eine AlSi7Mg0,3-Legierung mit einer vergleichbaren T6-Wärmebehandlung aus Abschnitt 3.3.5 in das Diagramm eingetragen (Bild 6.6b). Dabei zeigt sich, dass die ermittelten Werkstoffkennwerte in der erwartungsgemäßen Größenordnung für die AlSi7Mg-Legierungen liegen.

Die lineare Response Surface für den Elastizitätsmodul E wurde durch die Validierungsversuche bestätigt (**Bild 6.6c**). Weiterhin liegen alle Versuche über der 95 %- Streubanduntergrenze und es ergibt sich ein Bestimmtheitsmaß von 0,89.

Die Duktilitätskennwerte A_5 und Z der Validierungsversuche belegen das komplexe Zusammenwirken der Gefügemerkmale, weshalb die Auftragung der Duktilitätskennwerte über dem sDAS keinen eindeutigen Zusammenhang liefert und die Werkstoffkennwerte stark streuen. Die lineare Darstellung bewertet die Duktilitätskenngrößen mit einer besseren Anpassung unter Vernachlässigung des Duktilitätsminimums (**Bild 6.6d,e**). Dieses Minimum wird durch die quadratischen Response Surfaces abgebildet, jedoch ist die Anpassung im Allgemeinen durch die steilen Ränder nicht konservativ (**Bild 6.6f**). Durch eine Einbeziehung der Validierungs- und Homogenitätsversuche wird die quadratische Anpassung deutlich verbessert und konservativer (Bild 6.6f, gepunktete Linie). Dies zeigt ebenfalls, dass für eine stark streuungsbehaftete Kenngröße die Versuchsanzahl erhöht werden sollte und die Auftragung über dem sDAS nicht ausreichend ist, um das komplexe Zusammenspiel der Gefügemerkmale abzubilden.

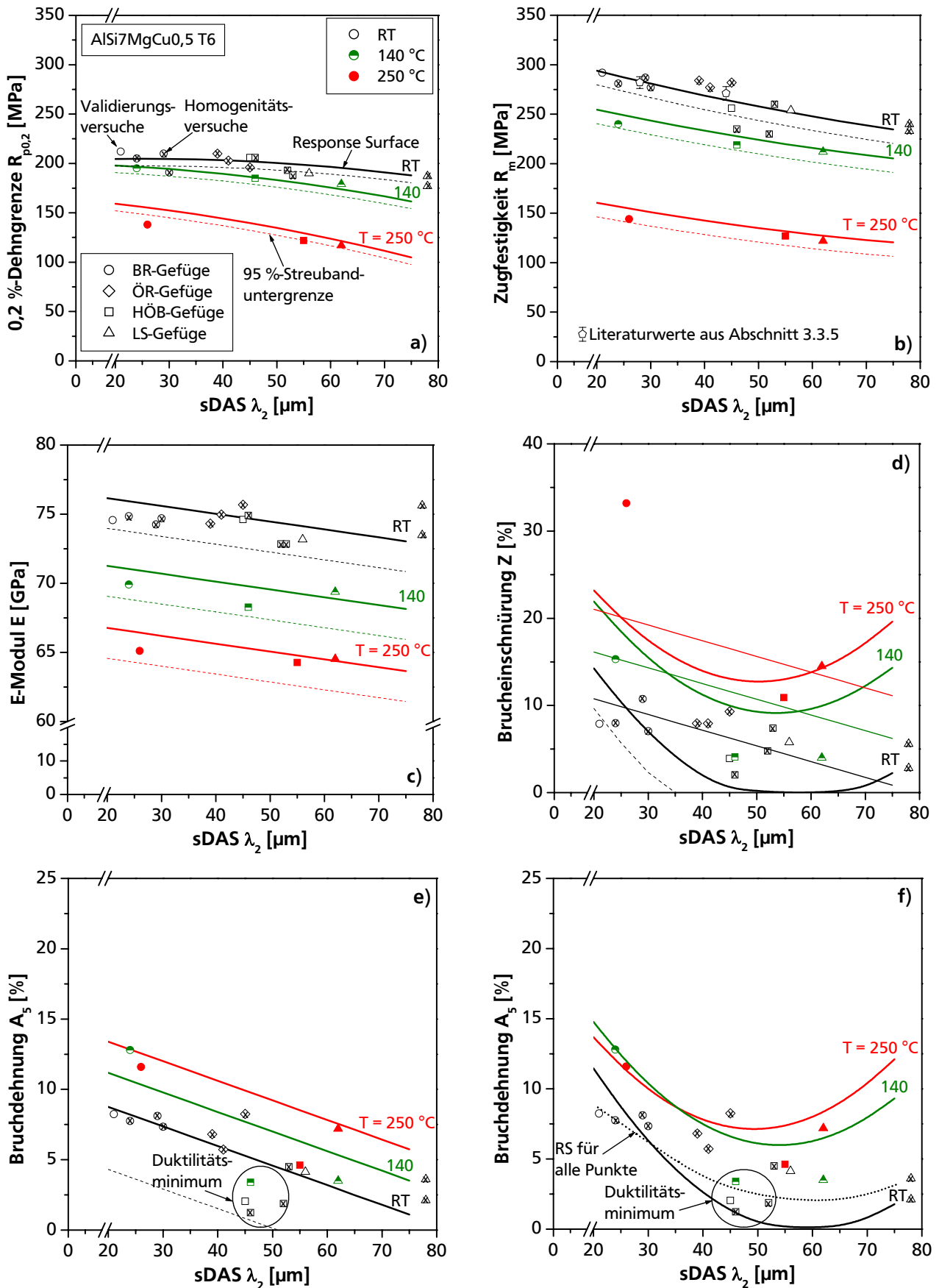


Bild 6.6: Validierung der OSLH-Response Surfaces für die quasistatischen Kurzzeiteigenschaften von AlSi7MgCu0,5 T6 anhand der Validierungs- und Homogenitätsversuche.

Ein Vergleich der beiden Versuchsplanungsmethoden belegt das Potential der OSLH-Methode gegenüber der vollfaktoriellen Methode hinsichtlich des Informationsgehaltes bei gleicher Versuchsanzahl. Dafür wurden die ermittelten Datenpunkte aus der OSLH-Methode verwendet, um die OSLH-Response Surfaces aufzustellen. Im nächsten Schritt wurde der Informationsgehalt der OSLH-Methode mit Hilfe des Bestimmtheitsmaßes R^2 aus den Datenpunkten der vollfaktoriellen Methode und der Homogenitätsuntersuchungen berechnet. Gleichermaßen wurde der Informationsgehalt der vollfaktoriellen Response Surfaces ermittelt. Sie wurden dementsprechend aus den Datenpunkten der vollfaktoriellen Methode aufgestellt und zur Berechnung des Bestimmtheitsmaßes wurden in diesem Fall die Datenpunkte der OSLH-Methode und der Homogenitätsuntersuchungen herangezogen. Der Vergleich der beiden Methoden in Form des Bestimmtheitsmaßes ist in **Tabelle 6.2** aufgeführt. Dabei zeigt sich durchweg ein höheres Bestimmtheitsmaß der OSLH-Methode, was als Informationsgewinn betrachtet werden kann.

Tabelle 6.2: Vergleich der beiden Versuchsplanungsmethoden mit Hilfe des Bestimmtheitsmaßes.

R^2	$R_{p0,2}$	R_m	E	$A_{s\ linear}$	Z_{linear}
OSLH-Methode	0,92	0,95	0,89	0,55	0,52
vollfaktorielle Methode	0,56	0,89	0,83	-1,96	0,24

Generell weisen die Validierungsexperimente die Anwendbarkeit der OSLH-Methode für die Beschreibung des Kurzzeitverhaltens des Zylinderskopfes nach. Die Abhängigkeiten der einzelnen Werkstoffkennwerte werden bis auf die quadratische Approximation der plastischen Verformungseigenschaften qualitativ und quantitativ zutreffend beschrieben. Daher ist die quadratische Approximation für die plastischen Verformungseigenschaften nicht empfehlenswert und erfahrungsgemäß nicht zutreffend. Die starke Streuung der plastischen Verformungseigenschaften ist typisch für Aluminium-Gusswerkstoffe [TrVo2005, WaMi2003] und stellt dementsprechend eine generelle Schwierigkeit dar, die nicht auf die Methodik zurückzuführen ist. Die Unterschätzung des Streuungsverhaltens (Bild 6.6a,b) legt jedoch die Erhöhung der Versuchsanzahl bei der Ermittlung der Response Surfaces nahe.

6.2.2 Einfluss der Versuchsanzahl auf die Stabilität der Response Surface

Die Güte und vor allem die Stabilität der Response Surfaces sind, wie jedes mathematische Modell, von der Anzahl der Stützstellen abhängig. Daher ist es für die Anwendbarkeit dieser Methode wichtig, den Einfluss der Versuchsanzahl zu kennen und somit eine Empfehlung für die Mindestanzahl der Stützstellen geben zu können.

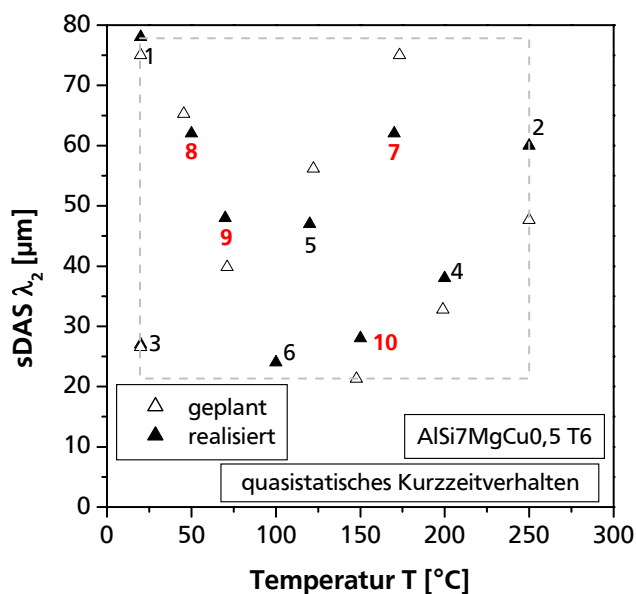


Bild 6.7: Methodisches Vorgehen zur Bestimmung des Einflusses der Stützstellenanzahl auf die Güte und Stabilität der Response Surface.

Der Einfluss der Stützstellen auf die Response Surface wurde am Beispiel der Zugfestigkeit analysiert. Dazu wurde die Anzahl der Stützstellen von sechs bis zehn variiert. Die sechs „Startpunkte“ stützen die Response Surface ähnlich einem Central Composite-Versuchsplan (vgl. Bild 3.19) an den Ecken und in der Mitte des Versuchsraumes (**Bild 6.7**, geschlossene Symbole). Danach wurden Stützstellen an den Punkten hinzugefügt, an denen die Cross-Validation-Methode die größte Abweichung $(y_i - y_{pred,i})^2$ zeigt. Daraus ergab sich die Reihenfolge der hinzugefügten Stützstellen. Das Startdesign und die Reihenfolge der hinzugefügten

Stützstellen sowohl nach OSLH-Versuchsplan als auch die tatsächlich realisierten Stützstellen sind in Bild 6.7 aufgezeigt. Es wird ersichtlich, dass die geplante, raumfüllende Versuchsplanung aufgrund der tatsächlichen sDAS-Werte nicht exakt umgesetzt werden konnte.

Die Response Surfaces wurden in Abhängigkeit der Versuchsanzahl aus den OSLH-Versuchsergebnissen berechnet und sind mit dem dazugehörigen Bestimmtheits- und Stabilitätsmaß in **Bild 6.8** dargestellt. Es lässt sich erkennen, dass die Stabilität der Response Surface R^2_{press} mit steigender Stützstellenanzahl zunimmt, wogegen das Bestimmtheitsmaß R^2 leicht abnimmt. Die Abnahme des Bestimmtheitsmaßes liegt darin begründet, dass das quadratische Modell mit zunehmender Anzahl der Stützstellen nicht mehr alle Punkte treffen kann und somit die Streuung der Messwerte sichtbar wird. Daher ist es nicht ausreichend nur das Bestimmtheitsmaß für die Bewertung des Einflusses der Stützstellenanzahl heranzuziehen. Die Zunahme des Stabilitätsmaßes drückt hingegen aus, dass sich mit steigender Stützstellenanzahl die mathematische Funktion stabilisiert und nicht von einzelnen Werten abhängt. Dies wird in der Form der Response Surface deutlich. Bei sieben bzw. acht Stützstellen sind die Ränder der Response Surface konvex, was die sDAS-Abhängigkeit der Zugfestigkeit aus werkstoffwissenschaftlicher Erfahrung nicht richtig beschreibt. Ab neun Stützstellen nimmt die Response Surface die erwartungsgemäße Form an. Eine weitere Erhöhung der Stützstellenanzahl verbessert das Stabilitätsmaß nur noch gering. Aus diesen

Erkenntnissen lässt sich ableiten, dass für die quadratischen Modelle der Festigkeitskennwerte mit sechs Modellparametern zehn Versuche ausreichend sind. Für das streuungsbehaftete plastische Verformungsverhalten sind aufgrund der komplexen Abhängigkeit von den Gefügemerkmalen mehr Stützstellen erforderlich. Daher sollte die Versuchsanzahl auf mindestens zwei Experimente pro Modellparameter erhöht werden, da somit jeder Modellparameter statistisch zweifach abgesichert ist. Erfahrungsgemäß nimmt der Informationszuwachs durch eine weitere Erhöhung der Versuchsanzahl stetig ab, weshalb sich beispielhaft bei einer dreifachen statistischen Absicherung das Verhältnis Nutzen zu Aufwand verringert. Dadurch kann außerdem die Unterschätzung des Streuverhaltens vermieden werden, was für die Bauteilauslegung von großer Bedeutung ist.

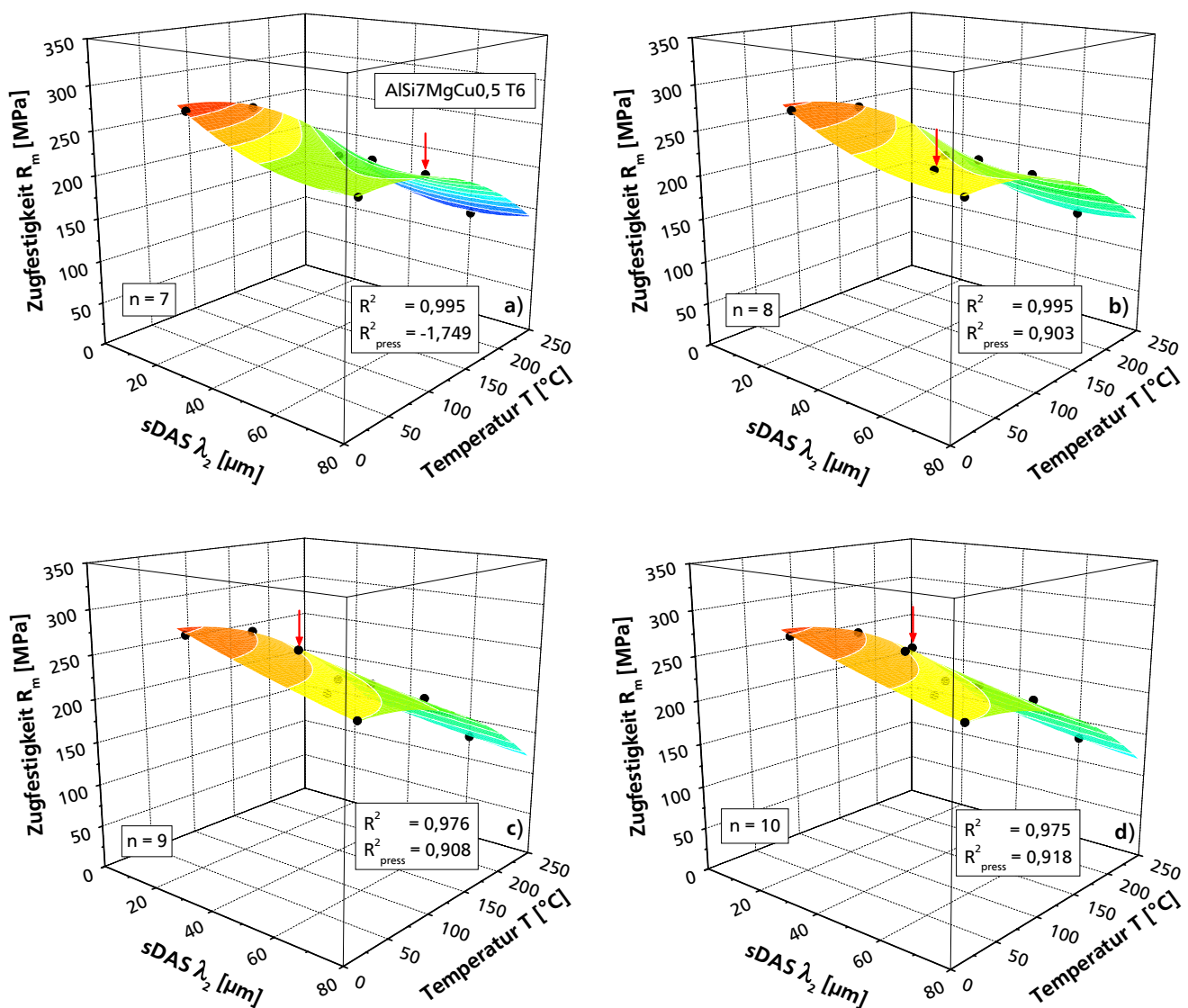


Bild 6.8: Einfluss der Versuchsanzahl auf die Güte und Stabilität der Response Surface am Beispiel der Zugfestigkeit R_m des Werkstoffes AISi7MgCu0,5 T6.

6.2.3 Einfluss der T6-Wärmebehandlung und der Auslagerung (500 h)

Die AlSi7MgCu0,5-Zylinderkopflegerung ist eine aushärtbare Legierung, die durch die T6-Wärmebehandlung ihre gewünschten mechanischen Eigenschaften erhält. Unter weiterem Temperatureinfluss vergrößern sich die Ausscheidungsphasen, wodurch sich die mechanischen Eigenschaften deutlich verschlechtern (Abschnitt 3.3.4.) Durch stichprobenartige Untersuchungen (jeweils eine Probe je Prüftemperatur) wurde der Einfluss der T6-Wärmebehandlung und der Auslagerung auf die mechanischen Kurzzeiteigenschaften ermittelt. Als Auslagerungstemperatur wurde die jeweilige Prüftemperatur gewählt. Die Auslagerungsdauer belief sich auf 500 h, da nach dieser Zeit bereits bei niedrigen Temperaturen die Überalterung der Legierung eingetreten ist (vgl. Bild 5.4). Die Ergebnisse der jeweiligen Experimente sowie die sich daraus ergebenden Änderungen der Eigenschaften sind in **Bild 6.9**, sowie in **Tabelle A 10** und **Tabelle A 11** zu finden.

Der Einfluss der T6-Wärmebehandlung bezieht sich auf den Ausgangszustand des Werkstoffes (as-cast) und ist als prozentuale Änderung für eine Prüftemperatur von 100 °C und 220 °C in **Bild 6.9a** dargestellt. Es zeigt sich, dass die T6-Wärmebehandlung das Festigkeitsniveau um mindestens 25 % verbessert, aber gleichzeitig das Verformungsvermögen um mindestens 13 % reduziert wird. Die Unterschiede zwischen den beiden Versuchen bei 100 °C und 220 °C geben nur die Streuungen des quasistatischen Kurzzeitverhaltens wieder.

Die 500 h-Auslagerung verschlechtert die Festigkeitseigenschaften bezogen auf die Werkstoffkennwerte des T6-Wärmebehandlungszustands (**Bild 6.9b**). Demgegenüber nimmt die Duktilität des Werkstoffes AlSi7MgCu0,5 T6 durch die Auslagerung zu. Dies liegt an der Veränderung der Ausscheidungsstruktur. Das Durchlaufen der Ausscheidungssequenz bis zur Gleichgewichtsphase Mg₂Si ist mit einem Verlust der Teilchenkohärenz verbunden, wodurch die Festigkeit der Legierung verloren geht. Die Eigenschaftsänderungen aufgrund der 500 h-Auslagerung sind temperaturabhängig, wodurch bei höheren Auslagerungstemperaturen die Überalterung der Legierung schneller fortschreitet (vgl. Bild 3.7). Somit ist die Degradierung der Eigenschaften bei 250 °C ausgeprägter als bei 170 °C.

Für den Bauteilbetrieb bedeuten diese Erkenntnisse, dass die Eigenschaften des Zylinderkopfes transient sind und die mechanischen Eigenschaften schon bei niedrigen Temperaturen nach 500 h vom T6-Ausgangszustand signifikant abweichen. Somit versagt ein gealtertes Bauteil bei gleicher quasistatischer Kurzzeitbelastung im Vergleich zum T6-Zustand vorzeitig.

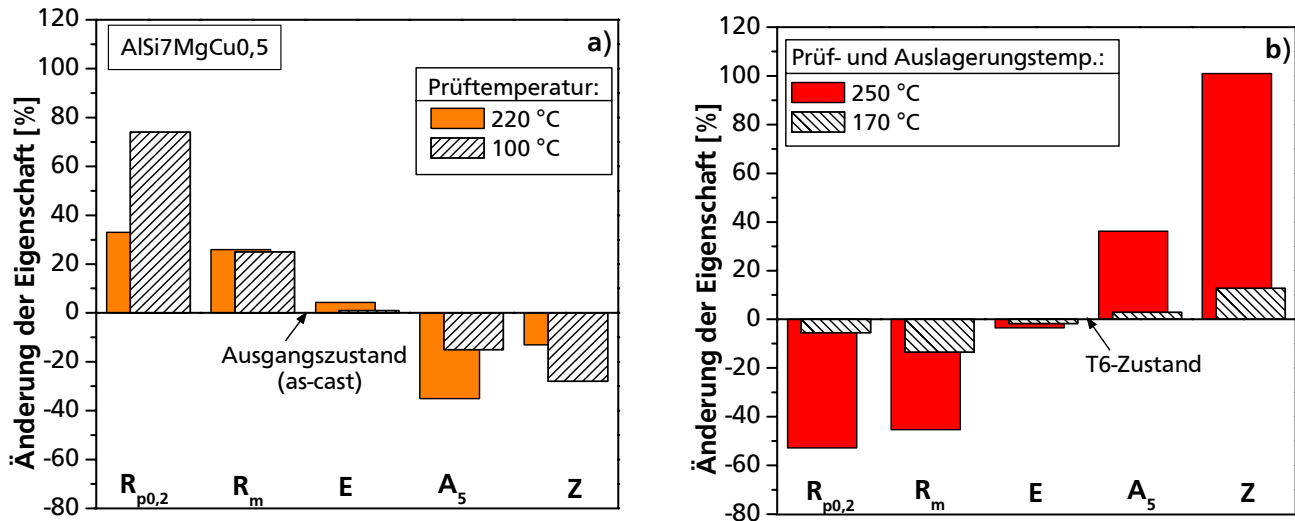


Bild 6.9: Einfluss der T6-Wärmebehandlung im Vergleich zum Ausgangszustand (as-cast) (a) und einer 500 h-Auslagerung bezogen auf den T6-Zustand (b) auf das quasistatische Kurzzeitverhalten des Werkstoffes AlSi7MgCu0,5 bei verschiedenen Temperaturen.

6.3 Kriechverhalten

Das Kriechverhalten von AlSi7MgCu0,5 T6 wurde anhand von Zeitstandversuchen mittels konventioneller als auch OSLH-Versuchsplanung untersucht. Das Verformungsverhalten unter Kriechbeanspruchung wird unter anderem über die Zeitdehnkurven (Kriechkurven) charakterisiert. Die Kriechkurven ($\varepsilon_f - t$) aus der konventionellen Versuchsplanung sind für die beiden Gefügeklassen BR und LS sowie für die beiden Anwendungstemperaturen (140 °C und 250 °C) in Abhängigkeit der Spannung in **Bild 6.10a - d** aufgetragen. Die jeweiligen Spannungen wurden so ausgewählt, dass der praxisrelevante Kurzzeitkriechbereich abgedeckt wurde. Bei 140 °C Prüftemperatur muss die Last (Kriechspannung) so hoch gewählt werden, dass bereits beim Belasten plastische Verformungen auftreten können. Dies hat zur Folge, dass die Kriechkurven bei 140 °C aufgrund der hohen Spannungen eine signifikante inelastische Anfangsdehnung ε_i und einen ausgeprägten, primären Kriechbereich aufweisen (**Bild 6.11**). Bei 250 °C werden kurze Kriechzeiten erreicht, ohne die temperaturabhängige 0,2 %-Dehngrenze zu überschreiten. Das Kriechverformungsverhalten der beiden Gefügestände BR und LS ist je nach Temperatur unterschiedlich. Bei 140 °C lässt sich erkennen, dass das Lagerstuhlgefüge sich mehr verformt und dementsprechend früher versagt. Bei der hohen Temperatur ($T = 250$ °C) ist kein Unterschied für die Gefügestände festzustellen.

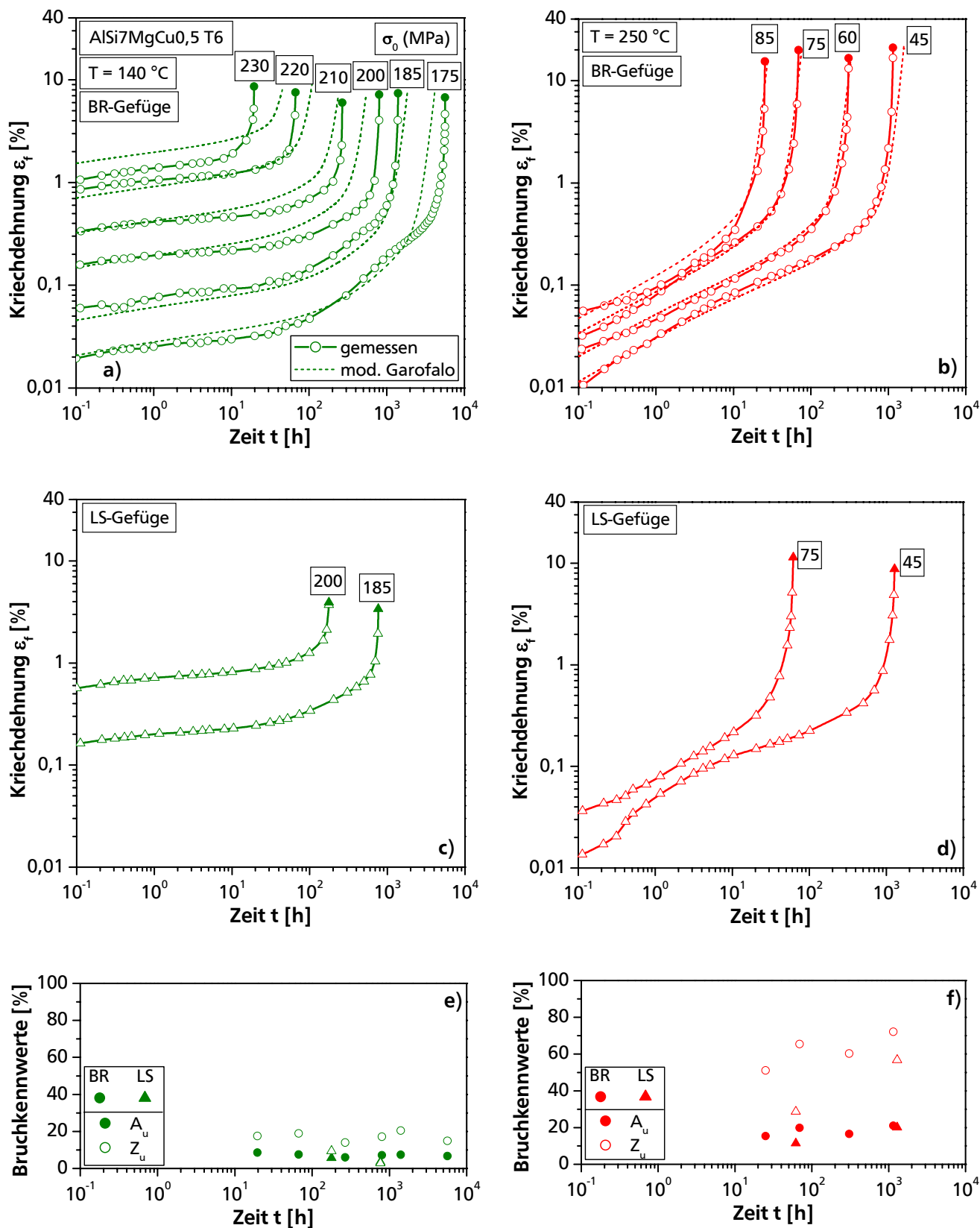


Bild 6.10: Verformungsverhalten unter Kriechbeanspruchung in Form der Kriechkurven für 140°C (a, c) und 250°C (b, d) sowie die Zeitbruchverformungskennwerte für 140°C (e) und 250°C (f) für den Brennraum- und den Lagerstuhlgefügezustand des Werkstoffs AlSi7MgCu0,5 T6.

Für die phänomenologische Modellierung wurde erstmals die modifizierte Garofalo-Gleichung (Gl. 3.11) für Leichtmetalllegierungen angewendet. Dabei konnte das Kriechverhalten trotz der hohen Primärkriechdehnungen bei 140 °C abgebildet werden (Bild 6.10a). Hierbei erfolgte die Modellierung ohne implizierte Temperaturabhängigkeit, so dass für beide Temperaturen

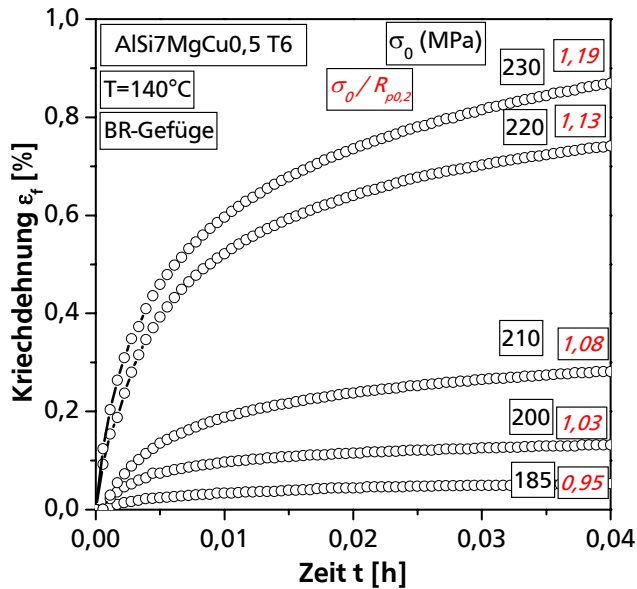


Bild 6.11: Darstellung des Primärkriechbereiches aufgrund der hohen Spannungen bezogen auf $R_{p0,2T}$ bei 140 °C für AlSi7MgCu0,5 T6.

individuelle Modellparameter vorliegen (Tabelle A 12, Tabelle A 13).

Das zeitabhängige Verformungsvermögen des Werkstoffes AlSi7MgCu0,5 T6 ist in Form der Zeitbruchdehnung A_u und Zeitbrucheinschnürung Z_u in Bild 6.10e,f aufgetragen. Es zeigt sich, dass das Kriechverformungsvermögen erwartungsgemäß temperaturabhängig ist. Bei 140 °C ergeben sich Bruchdehnungen von 4 – 9 % und bei 250 °C von 11 – 21 %. Die Versuche nach der OSLH-Methode bestätigen die Zunahme des Kriechverformungsvermögens mit steigender Temperatur.

Eine weitere Kenngröße des Kriechverformungsverhaltens ist die Kriechgeschwindigkeit als Funktion von Temperatur, Last und Zeit bzw. Kriechdehnung. Im primären Kriechbereich I verfestigt sich der Werkstoff durch den Versetzungsaufbau im Gefüge durch das Anliegen der äußeren Last, weshalb die Kriechgeschwindigkeit $\dot{\varepsilon}_f$ bei der teilchengehärteten AlSi7MgCu0,5 T6-Legierung mit steigender Kriechdehnung abnimmt (Bild 6.12a). Die minimale Kriechgeschwindigkeit charakterisiert den Beginn des sekundären Kriechbereichs II. In der linearen Darstellung der Kriechkurve bildet sich scheinbar ein Bereich mit konstanter Dehnungsgeschwindigkeit aus (Bild 6.12b). Doch typischerweise bleibt bei teilchengehärteten Legierungen die Kriechgeschwindigkeit auch im sekundären Kriechbereich nicht konstant, sondern nimmt aufgrund der Veränderung des Teilchengefüges und der Versetzungsstruktur wieder zu. Deshalb steigt direkt nach Erreichen des sekundären Kriechbereichs die Kriechgeschwindigkeit erneut. Die überproportionale Zunahme der Kriechgeschwindigkeit in der linearen Darstellung ($\varepsilon_f - t$) definiert den Beginn des tertiären Kriechbereichs III. Der degressive Verlauf der Kriechgeschwindigkeit im tertiären Bereich lässt nach [BrKr2001] auf die Überalterung der teilchengehärteten Legierung infolge der Ostwaldreifung schließen

(Bild 6.13). Erst kurz vor Probenbruch beginnt der duktile Werkstoff AlSi7MgCu0,5 T6 forminstabil zu werden und schnürt sich ein.

Die doppel-logarithmische Auftragung der Kriechgeschwindigkeit $\dot{\varepsilon}_f$ über der Kriechdehnung ε_f aller Versuche bei 140 °C verdeutlicht (Bild 6.13), dass die minimale Kriechgeschwindigkeit mit zunehmender Spannung zu höheren Dehnungen verschoben wird. Eine mögliche Erklärung dafür ist, dass bei einer höheren anliegenden Spannung mehr Versetzungen gebildet werden, die den Werkstoff verfestigen. Dementsprechend wird bei gleichzeitiger dynamischer Erholung der Gleichgewichtszustand (= minimale Kriechgeschwindigkeit) bei höherer Dehnung erreicht. Bei 140 °C äußert sich eine weitere Besonderheit in den Verläufen der Kriechgeschwindigkeit. Bei Lasten unterhalb von 210 MPa zeigt sich ein zusätzlicher, näherungsweise linearer Rückgang der Kriechgeschwindigkeit vor Erreichen der minimalen Kriechgeschwindigkeit.

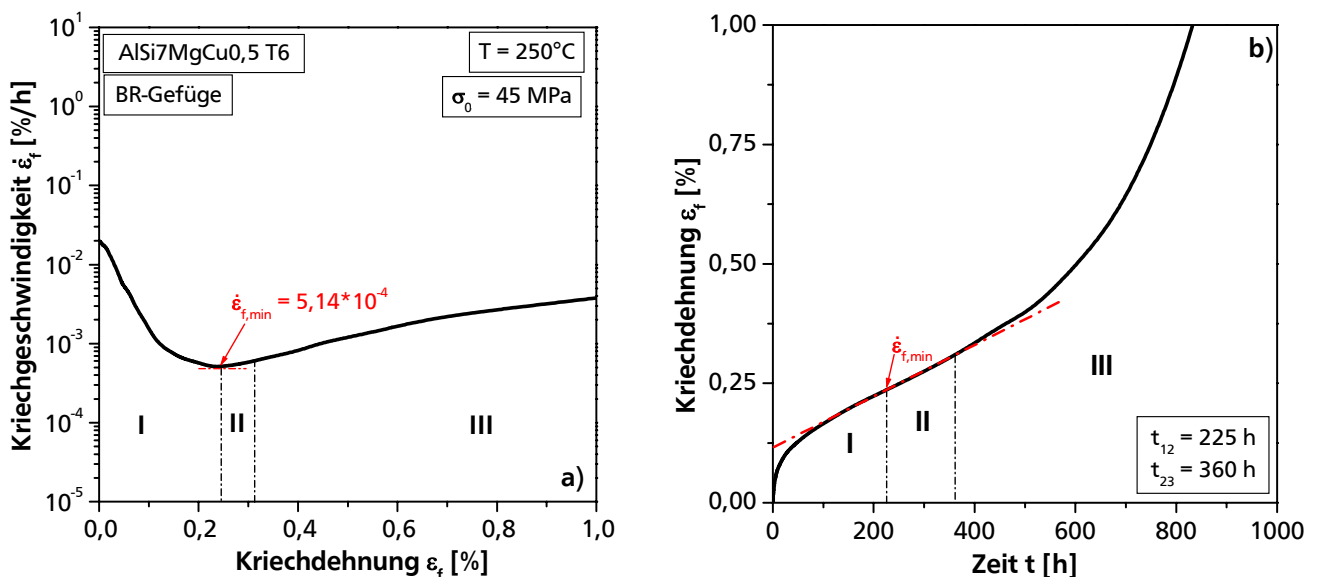


Bild 6.12: Beispielhafte Charakterisierung des primären, sekundären und tertiären Kriechbereichs im Verlauf der Kriechgeschwindigkeit (a) und in der Kriechkurve (b).

Demzufolge äußert sich der Rückgang in der Kriechgeschwindigkeit ebenso in der Kriechkurve, die dann einen zweiten Verfestigungsbereich bildet. Dieses Verhalten konnte besonders bei den Kriechversuchen nach dem OSLH-Design beobachtet werden, da hier die Temperatur und Spannung im gesamten Versuchsraum variiert wurde. Zwei exemplarische Kriechkurven bei 185 °C und 255 °C sowie deren Kriechgeschwindigkeitsverläufe in Abhängigkeit der Zeit sind in Bild 6.14 aufgeführt. Die Verläufe der Kriechgeschwindigkeit haben neben dem typischen globalen Minimum $\dot{\varepsilon}_{f,min 2}$ ein weiteres lokales Minimum $\dot{\varepsilon}_{f,min 1}$, aus dem sich ebenfalls eine „minimale“ Kriechgeschwindigkeit bestimmen lässt.

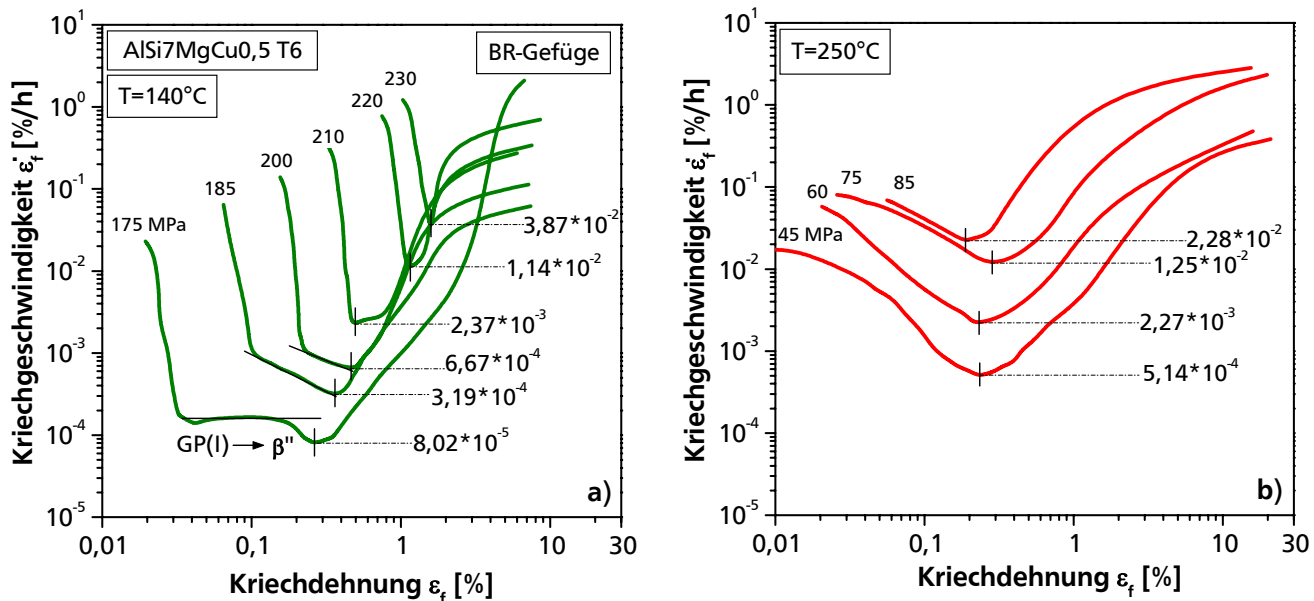


Bild 6.13: Verlauf der Kriechgeschwindigkeit über der Kriechdehnung für das Brennraumgefüge des Werkstoffes AlSi7MgCu0,5 T6 für 140 °C (a) und für 250 °C (b).

Dieses Verhalten lässt sich für den aushärtbaren Werkstoff AlSi7MgCu0,5 T6 mit Hilfe der zeit- und temperaturabhängigen Ausscheidungssequenz erklären (Abschnitt 3.3.4). Die Härtemessungen aus Abschnitt 5.1.2 belegen, dass im T6-Zustand die Ausscheidungen als GP(I)-Zonen vorliegen und der untersuchte Zylinderkopfwerkstoff sich somit am Anfang der Ausscheidungssequenz befindet. Weiterhin wird das Härte- und Festigkeitsmaximum mit der Umwandlung in die β'' -Phase erreicht. Demzufolge verändert der Werkstoff zeit- und temperaturabhängig seine (Kriech-)Festigkeit. Durch diese Alterung der Legierung gibt es zuerst einen Festigkeitsanstieg und im weiteren Verlauf einen deutlichen Festigkeitsabfall unter das T6-Ausgangsniveau. Die Entstehung des zweiten Verfestigungsbereichs ist daher auf die Festigkeitssteigerung durch die β'' -Phasenumwandlung zurückzuführen, wodurch die Kriechgeschwindigkeit zurückgeht.

In **Bild 6.15a** ist eine schematische Darstellung einer Kriechkurve mit einem zusätzlichen Verfestigungsbereich und folglich einer lokalen und globalen minimalen Kriechgeschwindigkeit abgebildet. Durch die Auftragung der experimentell ermittelten Zeitpunkte der erneuten Verfestigung in Abhängigkeit der Zeit und Temperatur lässt sich ein Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubild für die AlSi7MgCu0,5 T6-Legierung ableiten (**Bild 6.15b**). Dazu wurden die qualitativen Phasenübergänge einer AlMg1SiCu-Legierung aus [DaEt1993] verwendet und die β'' -Phasenumwandlungslinie mit den ermittelten Verfestigungszeitpunkten korreliert, was eine Verschiebung der Phasenübergänge zu höheren Temperaturen und kürzeren Zeiten für den Zylinderkopfwerkstoff AlSi7MgCu0,5 T6 notwendig machte. Der

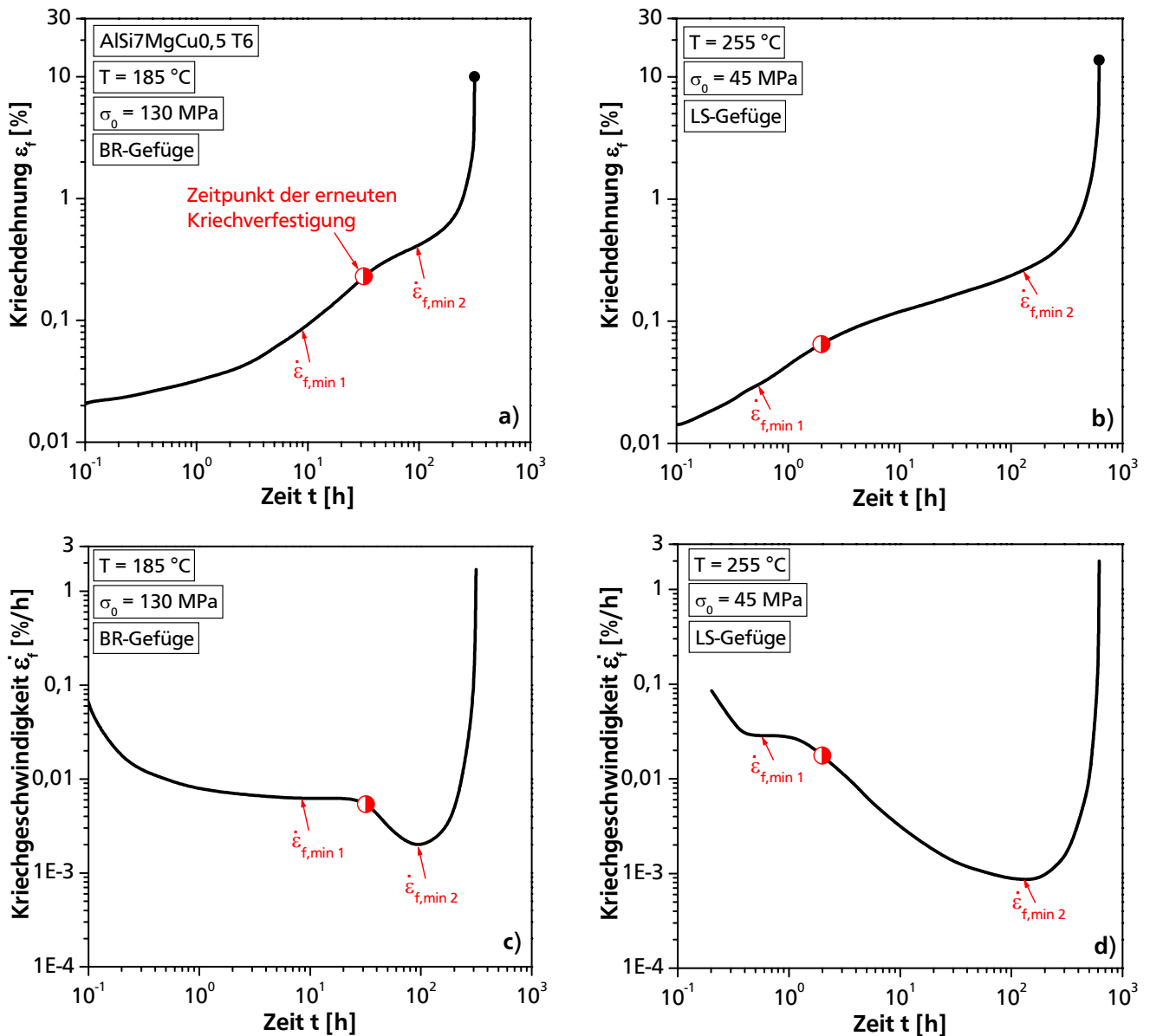


Bild 6.14: Veränderung der Kriechkurve in Abhängigkeit der Temperatur und Spannung bei 185 °C und 130 MPa (a) und 255 °C und 45 MPa (b) sowie die dazugehörigen Verläufe der minimalen Kriechgeschwindigkeit über der Zeit (c,d).

Zusammenhang der erneuten Verfestigung mit der β -Phasenumwandlung sorgt dafür, dass der zweite Verfestigungsbereich mit steigender Temperatur früher stattfindet. Für die beobachteten Kriechkurven und Verläufe der Kriechgeschwindigkeit bedeutet dies, dass sich bei Temperaturen über ungefähr 260 °C die β -Phasenumwandlung schon während der Aufheiz- und Durchwärmdauer vollzieht und somit kein Festigkeitszuwachs während der Kriechbeanspruchung mehr stattfindet. Bei Temperaturen unterhalb 260 °C hängt das Auftreten der zweiten Verfestigung von der Kriechbeanspruchung und der daraus resultierenden Versuchslaufzeit ab. Der Festigkeitszuwachs verschiebt sich mit abnehmender Temperatur zu längeren Laufzeiten, weshalb bei den Kurzzeitversuchen bei 140 °C die β -

Phasenumwandlung nur bei den Versuchen mit niedrigen Spannungen ($\sigma \leq 210$ MPa) und dementsprechend langen Laufzeiten stattfindet.

Die Spannungsabhängigkeit des Kriechens (Norton'sches Kriechgesetz, Gl. 3.7) wird über den Norton-Exponenten bestimmt. Dazu wird die minimale Kriechgeschwindigkeit $\dot{\epsilon}_{f,\min}$ doppellogarithmisch über der Kriechspannung σ aufgetragen (**Bild 6.16a**). Die Steigung der Ausgleichsgeraden entspricht dem Spannungsexponenten n , der bei 140 °C den Wert von 22 und bei 250 °C von 6,1 annimmt. Die Abnahme des Norton-Exponenten mit steigender Temperatur bei Experimenten mit vergleichbaren Bruchzeiten wurde ebenfalls bei AlMg1SiCu beobachtet [BrKr2001].

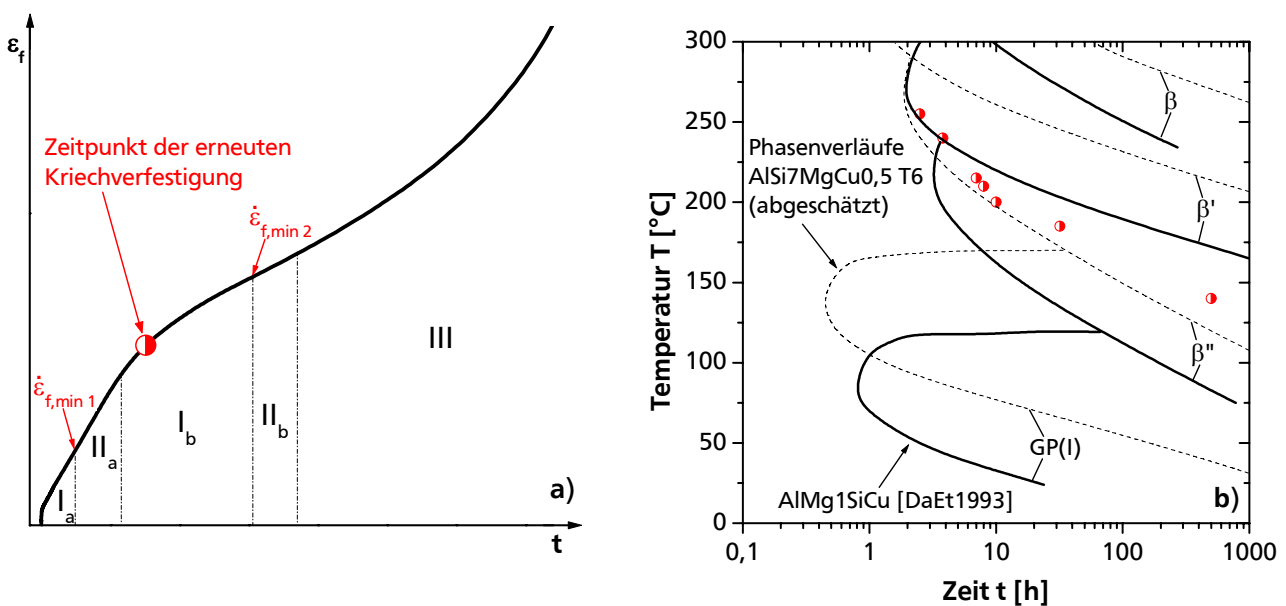


Bild 6.15: Schematische Kriechkurve mit einem zusätzlichen Verfestigungsbereich aufgrund der β'' -Phasenumwandlung der AlSi7MgCu0,5 T6 Legierung (a) in Abhängigkeit der Zeit- und Temperatur (b).

Darüber hinaus ist es mit Hilfe des Spannungsexponenten möglich, den vorliegenden Kriechverformungsmechanismus einzugrenzen. Wie in Abschnitt 3.4 beschrieben gibt es einen Unterschied im Norton-Exponenten zwischen Diffusions- ($n \sim 1$) und Versetzungskriechen ($n = 3 - 40$). Bei größeren Norton-Exponenten ($n > \sim 40$), dem sogenannten power-law-breakdown, beginnt die plastische Verformung mit Versetzungsgleiten. Aus dieser werkstoffunspezifischen Klassifizierung kann für die AlSi7MgCu0,5 T6-Legierung das Diffusionskriechen als dominierender Verformungsmechanismus ausgeschlossen werden. Das Verformungsverhalten bei 250 °C lässt mit einem Norton-Exponent von $n = 6,1$ auf Versetzungskriechen als vorherrschenden Kriechverformungsmechanismus schließen. Dies trifft nicht auf die Verformungsmechanismen bei 140 °C zu. Der relativ hohe Norton-Exponent und die hohen Spannungen bezogen auf die 0,2 %-Dehngrenze ($\bar{\sigma} = \sigma_0 / R_{p0,2T} > 1$) deuten

neben dem Versetzungskriechen auf Versetzungsgleiten und somit nicht auf reine Kriechverformung hin. Dies zeigte sich schon bei der Entstehung der ausgeprägten, primären Kriechbereiche (Bild 6.11), was nach [YaAn1982] erst oberhalb des power-law-breakdowns stattfindet. Eine eindeutige Identifizierung des Verformungsmechanismus ist jedoch auf Basis des Norton-Exponenten nicht möglich. Zwischen den beiden Gefügekassen BR und LS sind keine Unterschiede in der Spannungsabhängigkeit zu erkennen (Bild 6.16a).

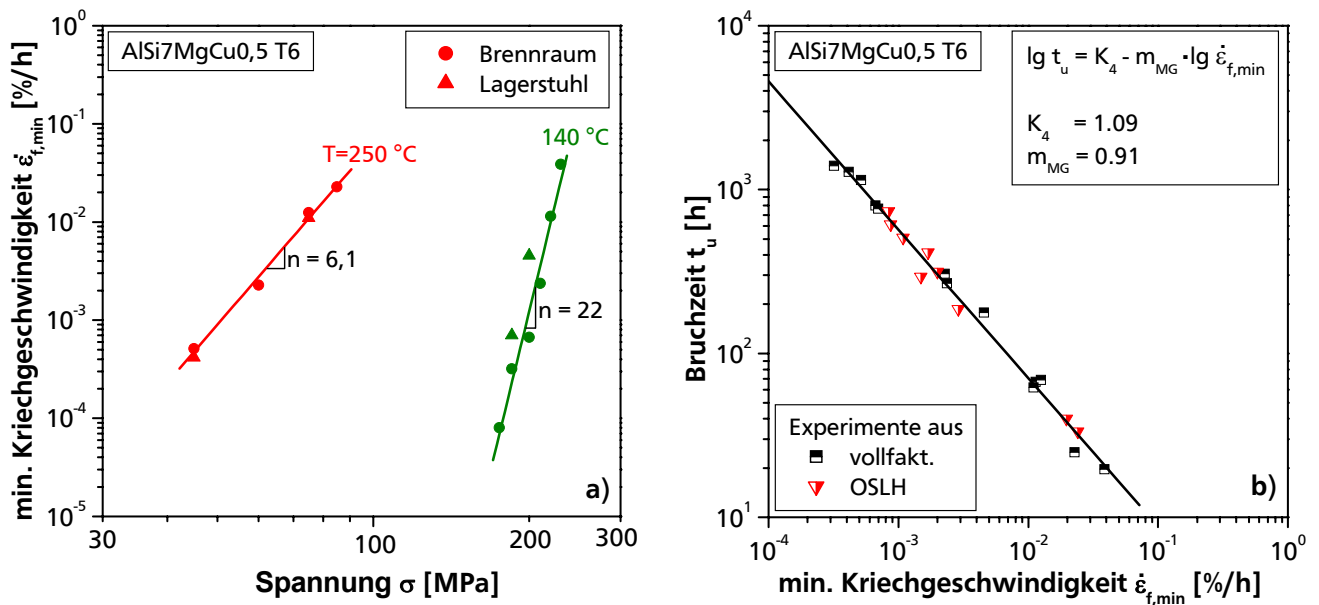


Bild 6.16: Spannungsabhängigkeit der minimalen Kriechgeschwindigkeit des Werkstoffes AlSi7MgCu0,5 T6 nach dem Norton-Potenzgesetz (a) und der Zusammenhang zwischen der Bruchzeit und der minimalen Kriechgeschwindigkeit nach Monkman-Grant für alle Temperaturen und Gefügekassen (b).

Ferner ist die minimale Kriechgeschwindigkeit unabhängig von der Temperatur über die Monkman-Grant-Gleichung (Gl. 3.13) mit der Bruchzeit verknüpft (**Bild 6.16b**). Eine Monkman-Grant-Steigung von $m_{MG} \approx 1$ bedeutet, dass die im tertiären Kriechbereich akkumulierte Kriechdehnung keinen nennenswerten Anteil an der Bruchdehnung hat und die Lebensdauer von dem sekundären Kriechbereich dominiert wird. Bei einer Monkman-Grant-Steigung $m_{MG} < 1$ hängt hingegen die Lebensdauer von dem tertiären Kriechbereich ab. Dieses Verhalten trifft mit $m_{MG} = 0,91$ auf die Zylinderkopfflegierung zu (Bild 6.16b). Weiterhin gibt eine Änderung der Monkman-Grant-Steigung m_{MG} in Abhängigkeit der Temperatur einen Hinweis über einen temperaturabhängigen Bruchmechanismenwechsel [BrKr2001]. Für die AlSi7MgCu0,5 T6-Legierung lässt sich im untersuchten Temperaturbereich der Zusammenhang zwischen minimaler Kriechgeschwindigkeit und Kriechzeit mit derselben Monkman-Grant-Gleichung darstellen. Somit findet im überprüften Zeit- und Temperaturbereich kein Wechsel im Bruchmechanismus von transkristallin zu interkristallin statt (vgl. Bild 6.18).

Schließlich zeigt sich in dieser Darstellung das gleiche Kriechverhalten des BR- und LS-Gefüges.

Für die vollständige Beschreibung des Kriechverhaltens von AlSi7MgCu0,5 T6 wird die Kriechfestigkeit in Form der Zeitstandfestigkeit $R_{ut/T}$ verwendet. Die Bruchzeiten t_u der einzelnen Versuche sind in **Bild 6.17a** über die Spannung σ doppel-logarithmisch aufgetragen. Anhand des Zeit-Temperatur-Parameters nach Larson-Miller (Gl. 3.17) wurde für beide Temperaturen die Meisterkurve einschließlich der 95 %-Streubanduntergrenze bestimmt. Daraus ergibt sich ein Streubandfaktor von 2,41 in Zeitrichtung. Die Spannungsfunktion mit den Polynomkoeffizienten ist in **Tabelle A 14** aufgeführt. Mit Hilfe der Larson-Miller-Methode ist es gleichermaßen möglich, die Zeitstandfestigkeiten für weitere Temperaturen und weitere Zeitdehngrenzen $R_{pnt/T}$ zu errechnen. Die Zeitstandfestigkeiten von AlSi7MgCu0,5 T6 sind im Temperaturbereich von 100 °C bis 300 °C in **Bild 6.17b** angegeben, wobei die Zeitstandfestigkeiten um den Faktor 3 über die Larson-Miller-Methode extrapoliert wurden. Extrapolationen zu größeren Bruchzeiten oder zu Temperaturen außerhalb des Prüfbereichs sind erfahrungsgemäß nicht abgesichert und daher als gestrichelte Linien dargestellt.

Der Vergleich der Zeitstandfestigkeiten verschiedener Gefüge des Zylinderkopfwerkstoffes lässt keinen Einfluss des Sekundärdendritenarmabstandes auf das Kriechverhalten erkennen. Zwar sind die Bruchzeiten des LS-Gefüges bei 140 °C kürzer als die des BR-Gefüges (Bild 6.17a), doch in Anbetracht der hohen Spannungen bezogen auf $R_{p0,2}$ und des daraus resultierenden Verformungsmechanismus bei dieser Temperatur, der sich aus Versetzungskriechen und Versetzungsgleiten zusammensetzt, relativiert sich der sDAS-Einfluss. Bei dem Versetzungsgleiten (zeitunabhängige plastische Verformung) spielen vor allem die quasistatischen Kurzzeiteigenschaften eine entscheidende Rolle. Aus den Untersuchungen zum quasistatischen Kurzzeitverhalten (Abschnitt 6.2) ist bekannt, dass die LS-Gefügekategorie geringere mechanische Festigkeits- und Verformungskennwerte im Vergleich zum Brennraumgefüge hat. Daher sind die detektierten Unterschiede im Kurzzeitkriechverhalten bei 140 °C auf diesen Zusammenhang zurückzuführen. Bei klassischem Versetzungskriechen, was bei 250 °C als Verformungsmechanismus dominiert, ist kein Einfluss aufgrund des Sekundärdendritenarmabstandes erkennbar. Demzufolge können von der Darstellung in Form einer Response Surface für das Kriechverhalten in Abhängigkeit des sDAS keine weiteren Erkenntnisse erwartet werden. Die Ergebnisse der durchgeführten Kriechversuche sind in **Tabelle A 15** aufgeführt.

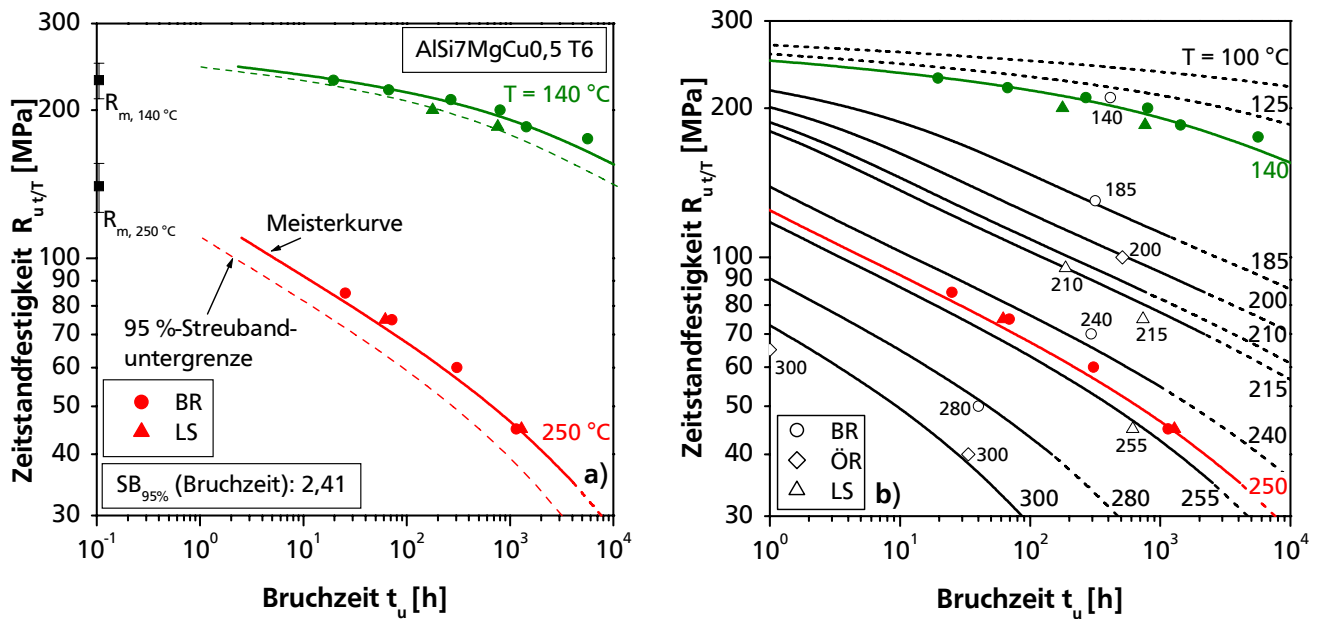


Bild 6.17: Zeitstandfestigkeit des Werkstoffes AlSi7MgCu0,5 T6 für 140 °C und 250 °C einschließlich der Meisterkurven und der 95 %-Streubanduntergrenzen (a) sowie für anwendungsrelevante Temperaturen von 100 bis 300 °C (b).

Das Bruch- und Schädigungsverhalten der AlSi7MgCu0,5 T6-Zylinderkopfflegierung wurde anhand der geprüften Zeitstandproben exemplarisch für das BR-Gefüge untersucht. Die Bruchflächen der Zeitstandproben weisen eine Wabenstruktur auf, wobei die Waben bei 140 °C sowohl bei hohen als auch niedrigen Beanspruchungen auf der gesamten Bruchfläche gleichmäßig und vergleichbar groß ausgeprägt sind (Bild 6.18a,c). Bei 250 °C zeigt sich vor allem bei den Versuchen mit niedriger Beanspruchung und dementsprechend großen Bruchzeiten eine inhomogenere Wabenstruktur, bei der die großen Waben überwiegen (Bild 6.18d). Diese entstehen nach [BrKr2001] durch Ablösungen der Matrix-Teilchen-Grenzflächen an großen Mg_2Si -Ausscheidungen. Die Hohlräume wachsen in Richtung der äußeren Last und es bilden sich große, tiefe Waben. Die kleineren Waben entstehen beim Restbruch der Probe. Weiterhin handelt es sich in allen Fällen um einen transkristallinen Kriechbruch. Damit bestätigen sich die Erkenntnisse aus der Monkman-Grant-Darstellung, die für den überprüften Zeit- und Temperaturbereich keinen Wechsel im Bruchmechanismus von transkristallin zu interkristallin zeigt. Die metallographischen Längsschliffe belegen weiterhin, dass das transkristalline Bruchverhalten bei 140 °C aufgrund der hohen Kriechspannungen einem dehnratenunabhängigen, duktilen Bruch ähnelt (Bild 6.18e), da eine Vielzahl der eutektischen Partikel und intermetallischen Phasen senkrecht zur Belastungsrichtung aufgebrochen sind (vgl. Abschnitt 6.2, Bild 6.5). Dagegen sind die eutektischen Partikel nach Versuchen bei 250 °C nur selten gebrochen und damit nicht versagensbestimmend (Bild 6.18f). Somit kann bei 250 °C von typischer Kriechschädigung ausgegangen werden.

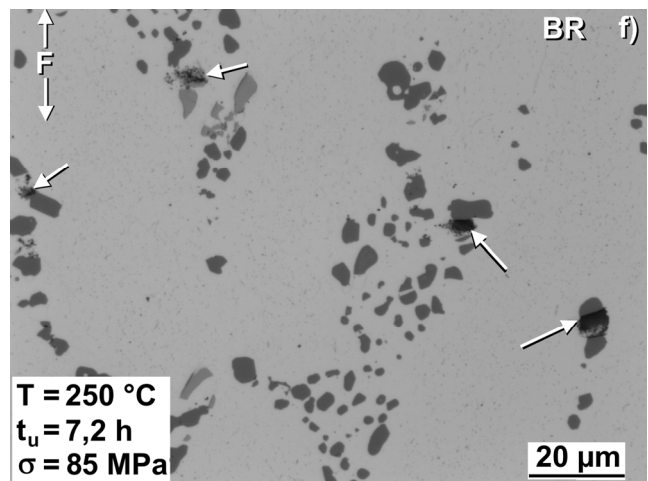
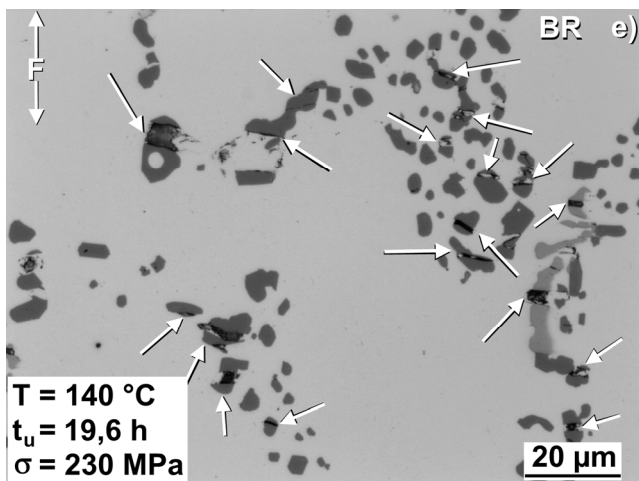
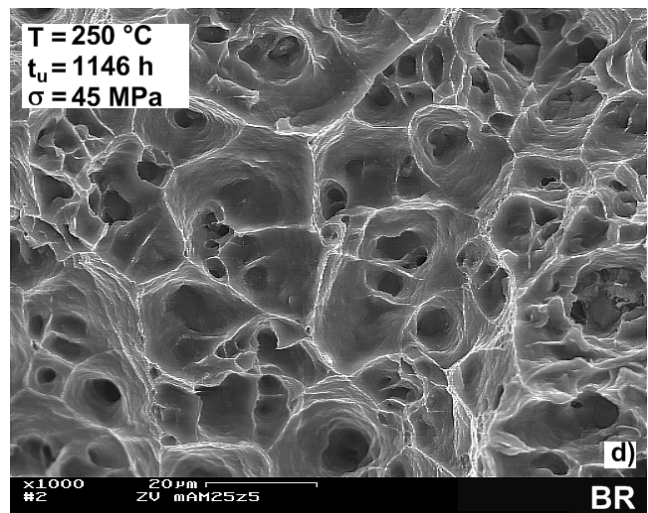
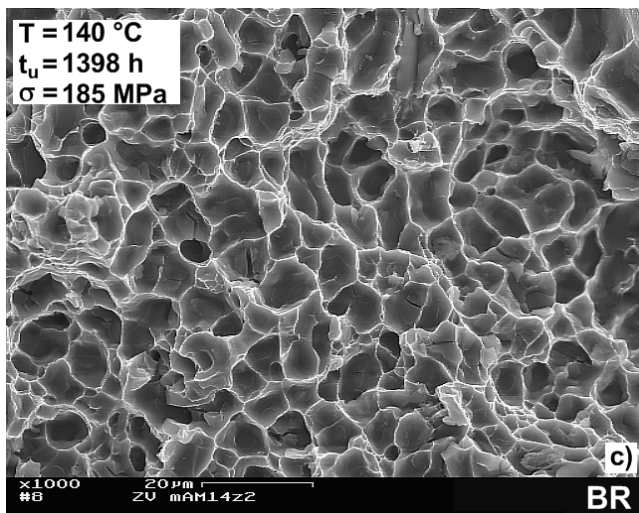
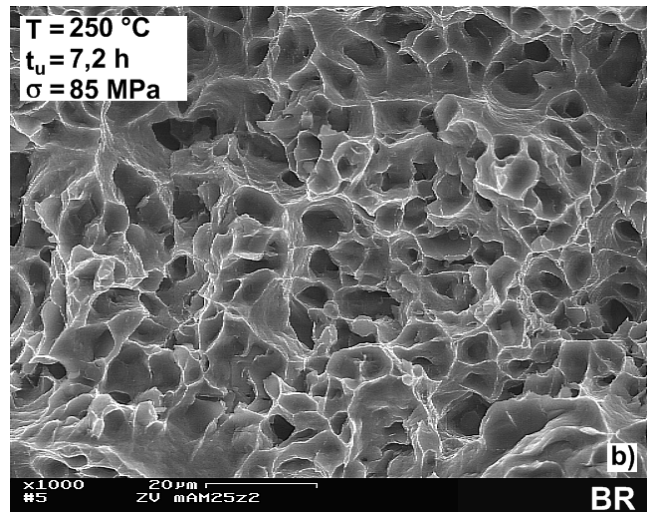
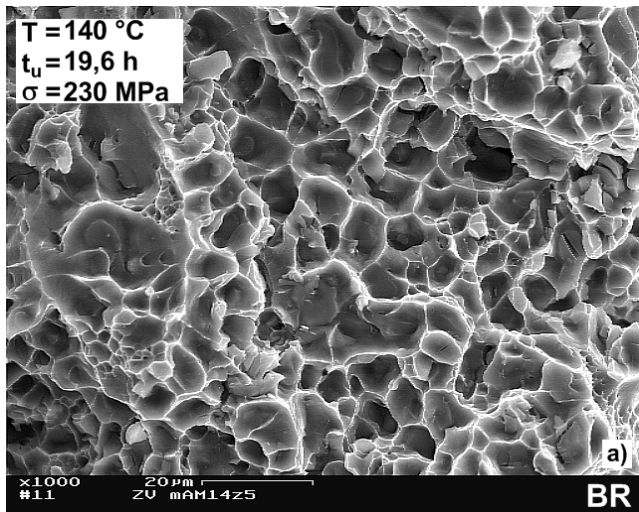


Bild 6.18: Bruchverhalten bei statischer Kriechbeanspruchung bei 140 °C für hohe Spannungen (a,e) und niedrige Spannungen (c) sowie bei 250 °C für hohe Spannungen (b,f) und niedrige Spannungen (d) am Beispiel des BR-Gefüges.

6.4 Ermüdungsverhalten

Das Ermüdungsverhalten des Zylinderkopfwerkstoffes AlSi7MgCu0,5 T6 wurde mit Hilfe von konventionellen Versuchsplänen untersucht. Dabei wurde das Verformungsverhalten unter zyklischer Beanspruchung anhand der Hystereseschleife ($\sigma - \varepsilon$ -Verhalten) charakterisiert. Die Hystereseschleifen sind in **Bild 6.19** im stabilisierten Zustand ($N/N_{AS} = 0,5$) in Abhängigkeit der Temperatur und in Abhängigkeit des Sekundärdendritenarmabstands gezeigt. Die Festigkeit der Zylinderkopfflegierung nimmt demnach mit steigender Temperatur ab und der Werkstoff beginnt früher plastisch zu fließen (**Bild 6.19a**). Es lässt sich ebenfalls der sDAS-Einfluss beobachten, wodurch das BR-Gefüge eine höhere Festigkeit aufweist als das LS-Gefüge (**Bild 6.19b**). Die Einflüsse der Temperatur und des sDAS unter zyklischer Beanspruchung decken sich mit den Erkenntnissen aus dem quasistatischen Fließverhalten (vgl. Bild 6.2).

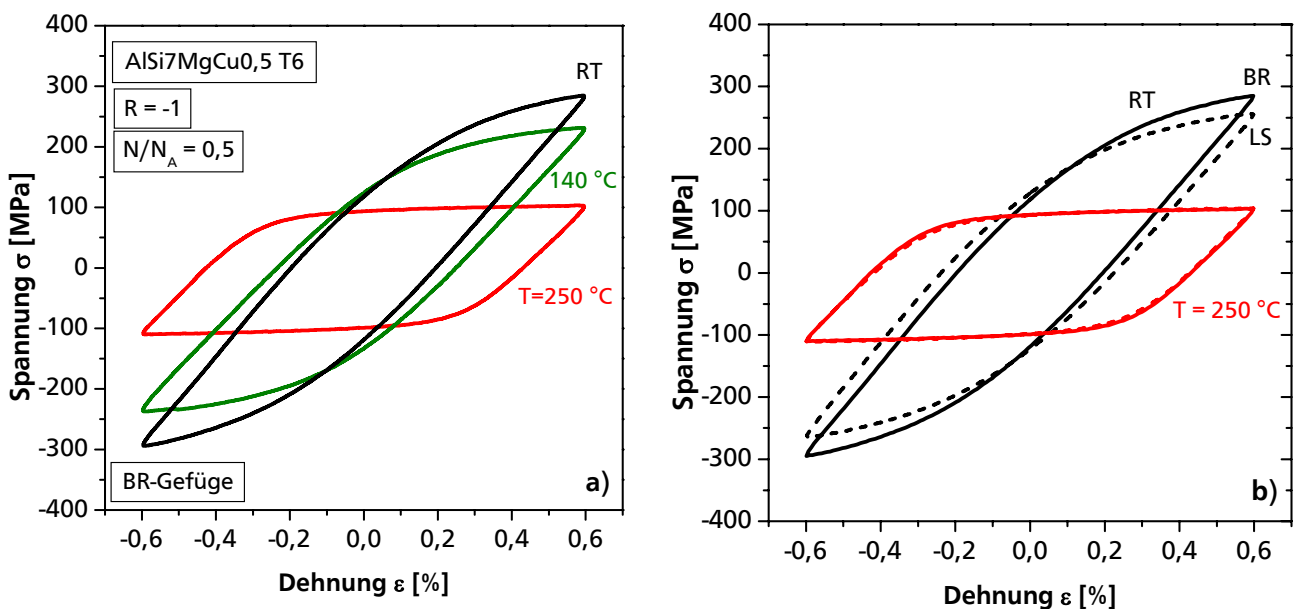


Bild 6.19: Einfluss der Temperatur (a) und des sDAS (b) auf die stabilisierte Hystereseschleife von AlSi7MgCu0,5 T6.

Zur Charakterisierung des Verformungsverhaltens unter zyklischer Beanspruchung wird neben der Hystereseschleife die zyklische Fließkurve verwendet. Dazu wird die halbe Spannungsschwingbreite $\Delta\sigma/2$ über der halben Dehnungsschwingbreite $\Delta\varepsilon/2$ der einzelnen Experimente im stabilisierten Zustand aufgetragen $N/N_{AS} = 0,5$ (**Bild 6.20a**). Mit Hilfe der Ramberg-Osgood-Beziehung (Gl. 3.19) wird unter Einbeziehung des ermittelten E-Moduls bei $N/N_{AS} = 0,5$ (**Bild 6.20b**) das zyklische Verformungsverhalten je nach Temperatur und Gefügestand bestimmt. Hier werden wiederum die Temperatur- und sDAS-Einflüsse ersichtlich, wie sie sich im quasistatischen Verformungsverhalten und in den Hystereseschleifen zeigen.

schleifen gezeigt haben. Mit steigender Temperatur und steigendem sDAS nimmt die Festigkeit ab, wobei der sDAS-Einfluss mit zunehmender Temperatur abnimmt. Die Modellparameter des zyklischen Fließverhaltens nach Ramberg-Osgood sind in **Tabelle A 16** aufgeführt.

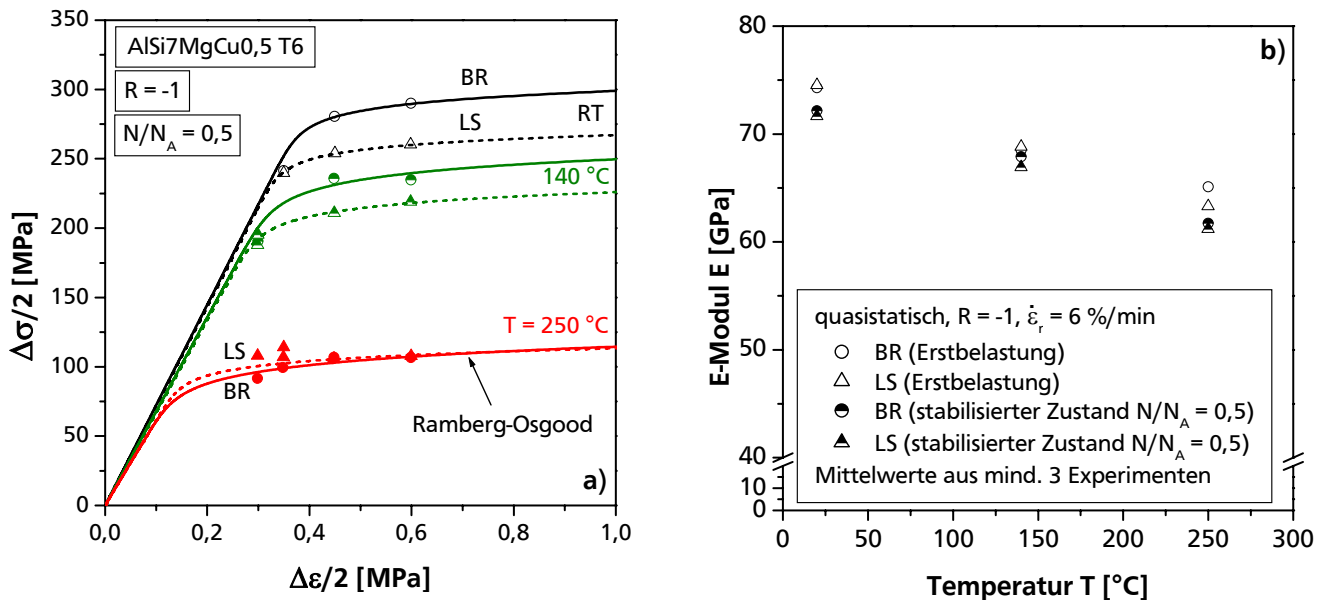


Bild 6.20: Charakterisierung des Verformungsverhaltens von AlSi7MgCu0,5 T6 unter zyklischer Beanspruchung: zyklische Fließkurve in Abhängigkeit der Temperatur und des Sekundärdendriten-armabstandes (a) und Darstellung des gemittelten E-Moduls in Abhängigkeit der Temperatur (b).

Eine weitere Kenngröße zur Beschreibung des Verformungsverhaltens ist die Wechselverformungskurve, dargestellt als halbe Spannungsschwingbreite $\Delta\sigma/2$ in Abhängigkeit der normierten Lastwechselzahl N/N_{A5} . In diesem Schaubild wird die isotope und kinematische Ver- bzw. Entfestigung des Werkstoffs, hervorgerufen durch die Veränderung von Versetzungsdichte und Versetzungsbeweglichkeit, deutlich (**Bild 6.21**). Dabei ist auffällig, dass sich das Werkstoffverhalten mit zunehmender Temperatur von Verfestigung in Entfestigung verändert. Dies trifft auf beide Gefügestände (BR und LS) und auf alle Belastungsniveaus zu.

Das temperaturabhängige Anrissverhalten lässt sich in dem Dehnungswöhler-Diagramm auftragen. Die Dehnungswöhlerlinie wird über den Manson-Coffin-Ansatz (Gl. 3.22) bestimmt. Die Modellparameter in Abhängigkeit der Temperatur und des Gefügestandes sind in **Tabelle A 17** aufgelistet. Die Dehnungswöhlerlinien sind für das Brennraumgefüge bei unterschiedlichen Temperaturen in **Bild 6.22a** dargestellt. Der Verlauf der Dehnungswöhlerlinien ist abhängig von der Temperatur, wobei die Kurven mit zunehmender Temperatur steiler verlaufen. Bei 250 °C ergibt sich bei hohen Dehnschwingbreiten die längste Lebensdauer, aber bei niedrigen Dehnschwingbreiten die kürzeste Lebensdauer. Dies lässt sich

anhand der temperaturabhängigen quasistatischen Kennwerte erklären (**Bild 6.22c**). Im Bereich hoher Dehnschwingbreiten ist für die Ermüdungsbeständigkeit aufgrund der großen plastischen Verformungsanteile eine hohe Duktilität notwendig [BüHa2006]. Mit steigender Temperatur nimmt die Duktilität bei AlSi7MgCu0,5 T6 zu, weshalb bei hohen Dehnschwingbreiten bei 250 °C längere Lebensdauern erreicht werden. Für einen großen Ermüdungswiderstand bei niedrigen Dehnschwingbreiten ist jedoch eine hohe Festigkeit erforderlich. Die Abnahme der Festigkeit mit der Temperatur sorgt dafür, dass bei niedriger Beanspruchung bei 250 °C eine geringere Lebensdauer erreicht wird als bei Raumtemperatur. Die gleichen Erkenntnisse treffen auf den Lagerstuhlgefügezustand zu, mit dem Unterschied, dass das LS-Gefüge unter zyklischer Belastung eine geringere Lebensdauer aufweist als das BR-Gefüge (**Bild 6.22b**).

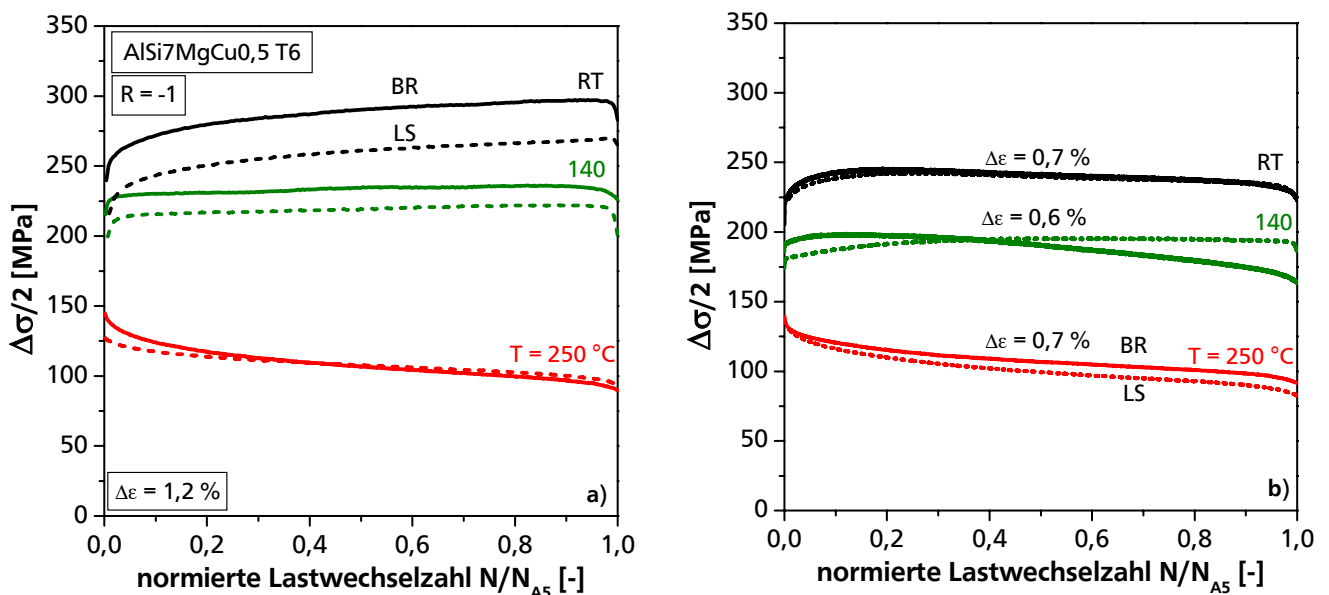


Bild 6.21: Wechselverformungskurven für verschiedene Temperaturen und zwei Gefügeklassen des Werkstoffes AlSi7MgCu0,5 T6 bei hohen (a) und niedrigen Dehnschwingbreiten (b).

Ein direkter Vergleich für die drei untersuchten Gefügezustände (BR, HÖB und LS) ist exemplarisch für 250 °C in **Bild 6.23** dargestellt. Der Verlauf der Ermüdungsfestigkeit der einzelnen Gefügezustände lässt sich ebenfalls mit dem Festigkeits- und Verformungsvermögen erklären. Die Untersuchungen des quasistatischen Kurzzeitverhaltens verdeutlichten die Abhängigkeit der Festigkeit von dem sDAS. Dementsprechend staffelt sich die Festigkeit für die verschiedenen Gefügezustände wie folgt: BR > HÖB > LS (vgl. Bild 6.6b). Somit ordnen sich für niedrige Dehnschwingbreiten die Dehnungswöhlerlinien gleichermaßen an.

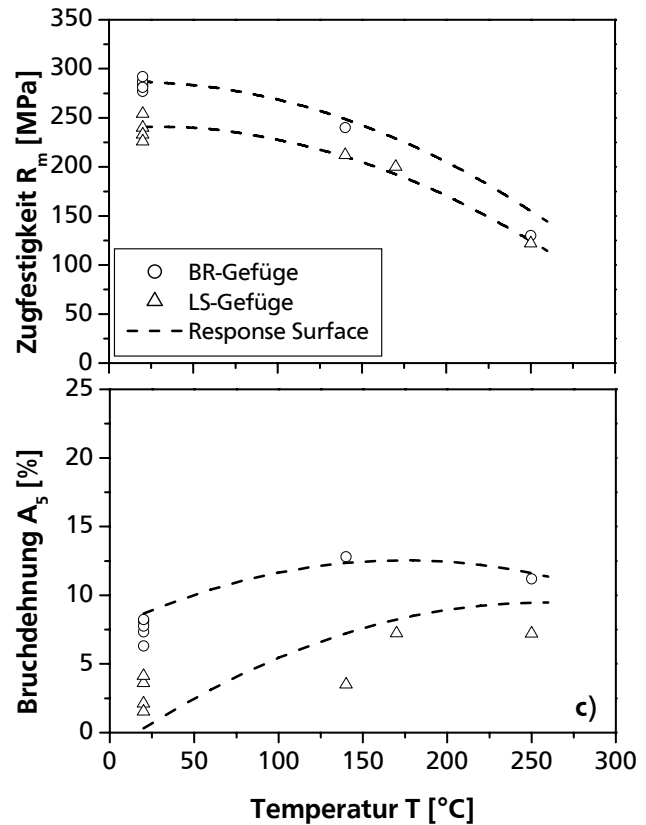
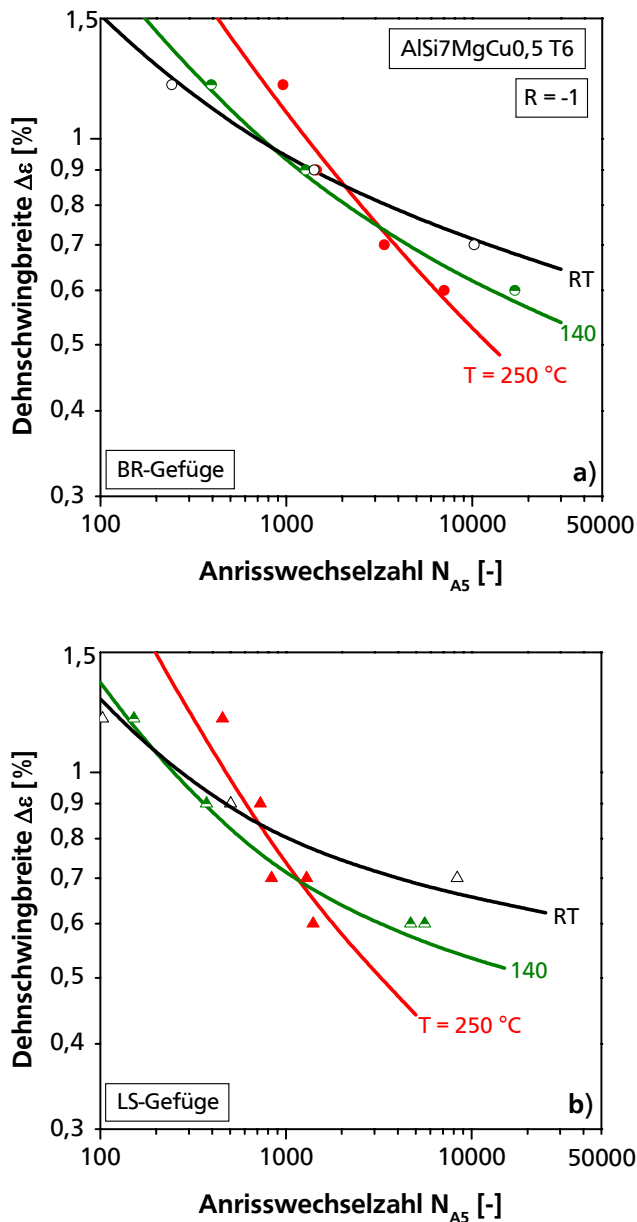


Bild 6.22: Dehnungswöhlerlinien des Werkstoffes AlSi7MgCu0,5 T6 bei verschiedenen Temperaturen für den Brennraumgefugezustand (a) und den Lagerstuhlgefugezustand (b) sowie die Abhängigkeit des Festigkeits- und des Verformungsvermögens von der Temperatur (c).

Die Duktilität von AlSi7MgCu0,5 T6 steht im Zusammenhang mit der Morphologie der intermetallischen Phasen, dem Eutektikum, dem Porositätsgrad und dem sDAS. Für den Gefugezustand im Bereich der Hauptölbohrung wurde ein Duktilitätsminimum gemessen (vgl. Bild 6.6d,e), und das Verformungsvermögen staffelt sich nach: BR > LS > HÖB. In dieser Reihenfolge ordnen sich auch die Lebensdauern im Bereich von hohen Dehnschwingbreiten. Die fraktographischen und CT-Analysen ergaben, dass die Porosität nicht zwangsläufig die Ermüdungsfestigkeit beeinflusst (**Bild 6.24**). Einerseits haben Proben mit größerem Porenvolumen auf den Bruchflächen nicht zwingend niedrigere Anrisswechselzahlen,

andererseits gibt es Proben mit Poren in der Bruchfläche, an denen keine Anrisse initiiert wurden. Dementsprechend gibt es für niedrige Porositätsgrade ($P < 0,2\%$) keine eindeutige Korrelation der Ermüdungsfestigkeit mit dem Porositätsgrad.

Vielmehr wirken sich die nadelförmigen intermetallischen Phasen auf die Ermüdungsrissbildung aus. Sie kommen von allen Gefügekassen in den HÖB-Bereichen am häufigsten vor. Der direkte Vergleich des HÖB- und des BR-Zustandes bei einer Dehnschwingbreite von 1,2 % belegt dies zahlenmäßig (**Bild 6.25**). Eine metallographische Analyse der Längsschliffe von gebrochenen Proben mit vergleichbarer Messfläche zeigt, dass beim HÖB-Gefügestand im Vergleich zum BR-Gefüge deutlich mehr intermetallische Phasen unter Ermüdungsbeanspruchung aufbrechen, wobei die Aluminiummatrix-Teilchen-Grenzfläche intakt bleibt und nur die IMP durchbrechen (**Bild 6.25**, **Bild 6.26a**). Ferner sind auf dem Bruchpfad der HÖB-Probe intermetallische Phasen vorzufinden (**Bild 6.26b**), wohingegen auf dem Bruchpfad der ungefähr zehnmal länger laufenden BR-Probe keine intermetallischen Phasen nachweisbar sind. Es gibt somit eine Korrelation der intermetallischen Phasen mit der Ermüdungslebensdauer bei den hohen Dehnschwingbreiten, wobei diese die Duktilität des Werkstoffes und somit die Ermüdungslebensdauer reduzieren.

Die Ergebnisse der durchgeführten Ermüdungsversuche sind in **Tabelle A 18** aufgelistet.

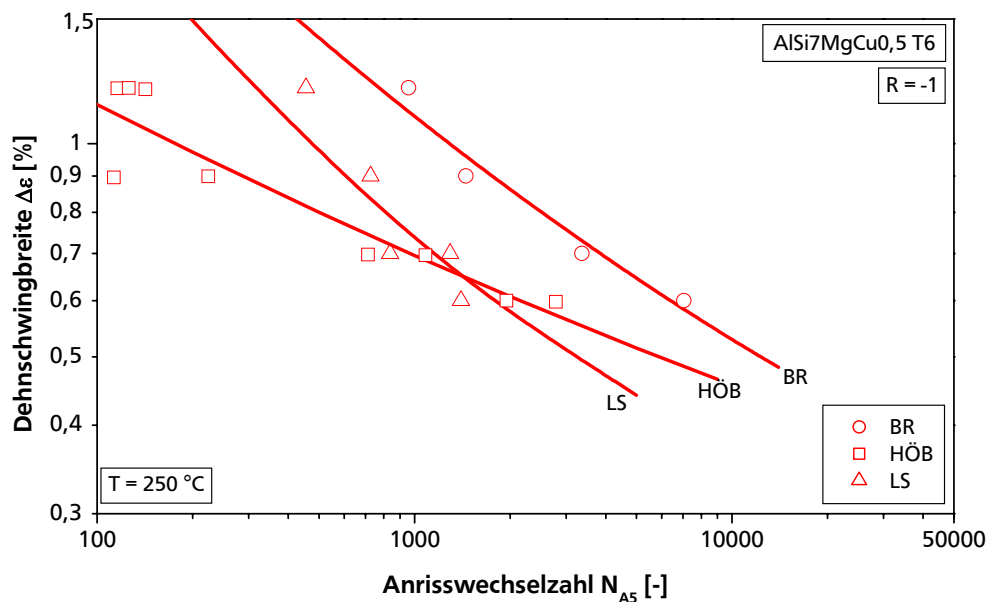


Bild 6.23: Einfluss der Gefügekasse auf die Ermüdungsfestigkeit des Werkstoffes AlSi7MgCu0,5 T6 bei 250 °C.

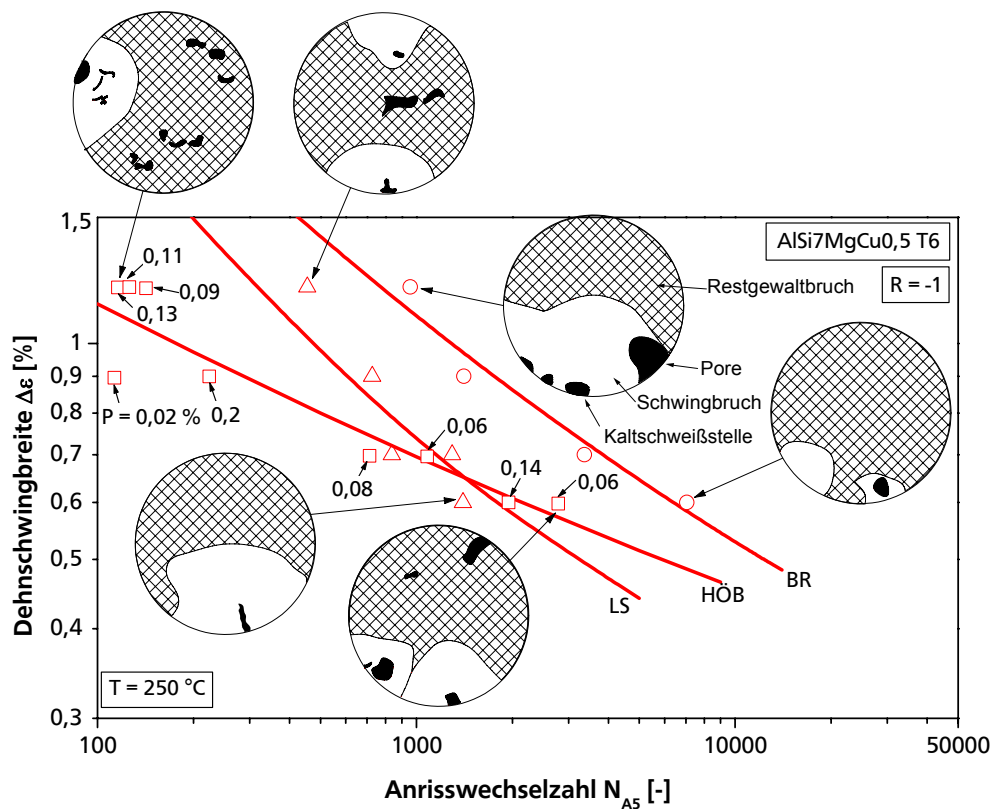


Bild 6.24: Einfluss der Porosität und des Porositätsgrades P auf die Ermüdungsfestigkeit und die Ausbildung der Anrissstelle des Werkstoffes AlSi7MgCu0,5 T6 mit schematischen Darstellungen aus Gefügeaufnahmen.

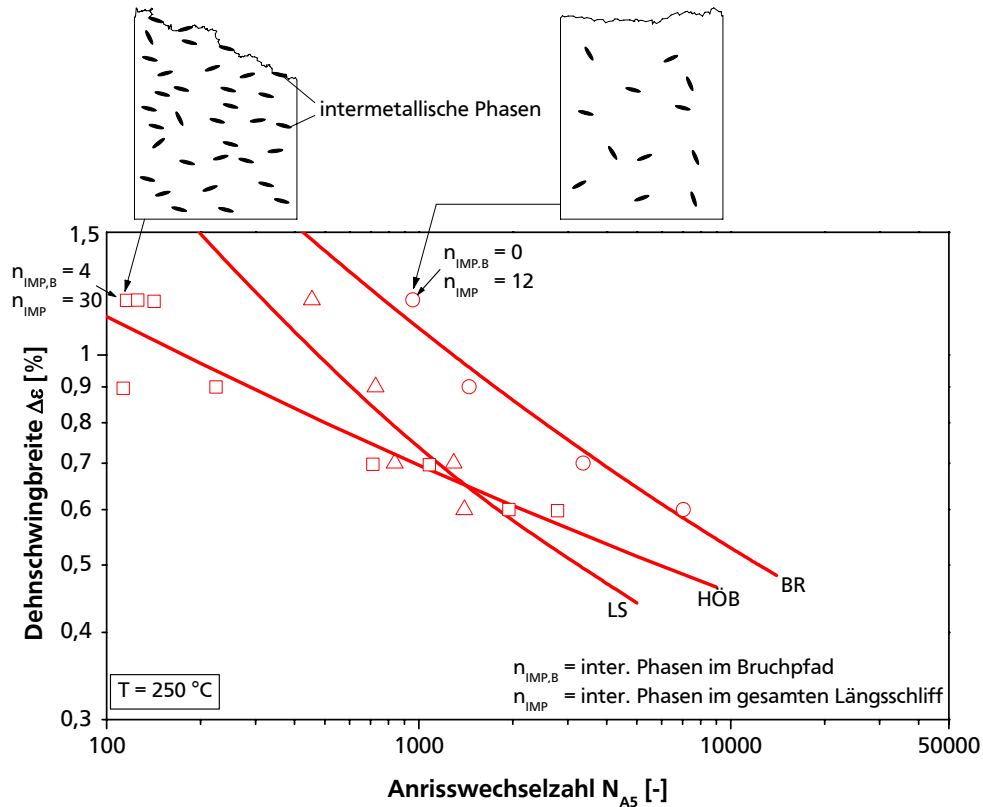


Bild 6.25: Einfluss der intermetallischen Phasen auf die Ermüdungsfestigkeit des Werkstoffes AlSi7MgCu0,5 T6 mit schematischer Darstellung aus Gefügeaufnahmen.

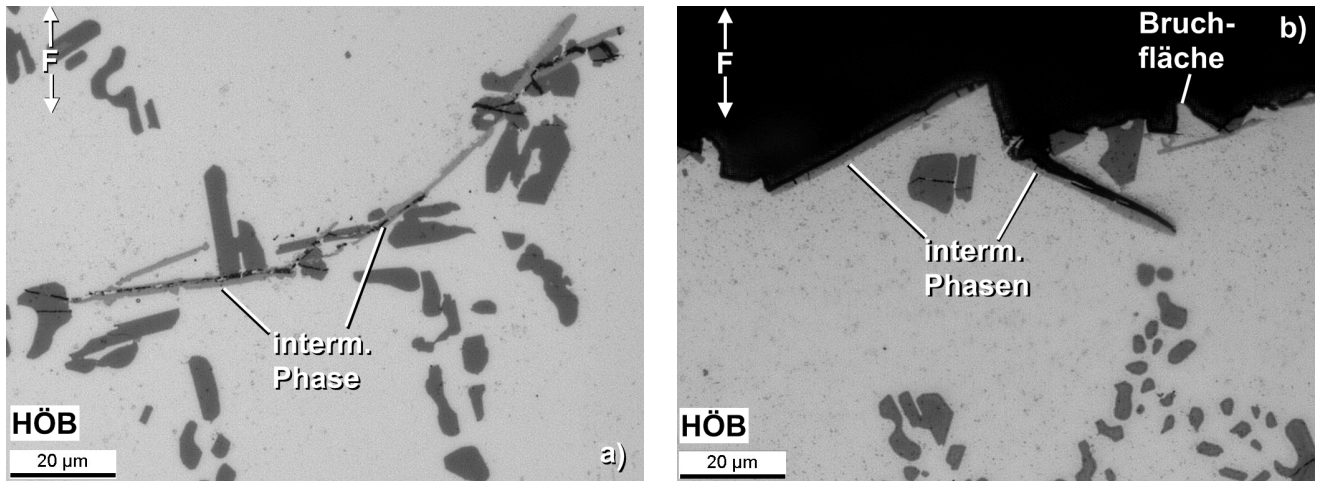


Bild 6.26: Exemplarische Darstellung von gebrochenen intermetallischen Phasen im Werkstoffinneren (a) und in der Bruchfläche (b) des HÖB-Gefügestandes unter Ermüdungsbeanspruchung bei 250 °C.

6.4.1 Schädigungsmechanismen unter Wechselbeanspruchung

Das Schädigungsverhalten des Werkstoffes AlSi7MgCu0,5 T6 wurde für den BR-Gefügestand untersucht. Dieser Gefügestand kommt an den Stegen zwischen Ein- und Auslassventil vor und unterliegt den höchsten mechanischen und thermischen Beanspruchungen im Zylinderkopf. Dazu wurden Proben mit BR-Gefüge bei 250 °C unter Wechselbeanspruchung ohne Haltezeit bei einer Dehnschwingbreite $\Delta\varepsilon$ von 1,2 % getestet. Die LCF-Experimente wurden nach unterschiedlichen Lastwechselzahlen bezogen auf die Anrisslebensdauer (normierter Lastwechselzahl $N/N_{A5} = 0,2; 0,4; 0,6; 0,8$ und $1,0$) abgebrochen und die Schädigungsmechanismen anhand metallographischer Schliffanalysen identifiziert. Dabei wurde die Anzahl der Oberflächenrisse und deren Risslänge im Prüfbereich ausgewertet. Die Anzahl der Oberflächenrisse ist in Abhängigkeit von N/N_{A5} in **Bild 6.27a** aufgetragen. Die Untersuchungen ergaben, dass die Anzahl der Oberflächenrisse linear mit der Anrisswechselzahl zunimmt, wobei die Risse regellos um den Probenumfang verteilt sind. Die gemessenen Risslängen nehmen bis zum Erreichen von $N/N_{A5} = 0,6$ ebenfalls linear zu (**Bild 6.27b**). Die im weiteren Schädigungsverlauf gemessenen Risslängen setzen ein exponentielles Risswachstum voraus. Aus der experimentell ermittelten Rissanzahl und Risslänge ergeben sich die effektiven Querschnittflächen unter Annahme halbelliptischer Anrisse (**Bild 6.27c**), wobei der effektive Querschnitt erst ab $N/N_{A5} \geq 0,8$ merklich beeinflusst wird.

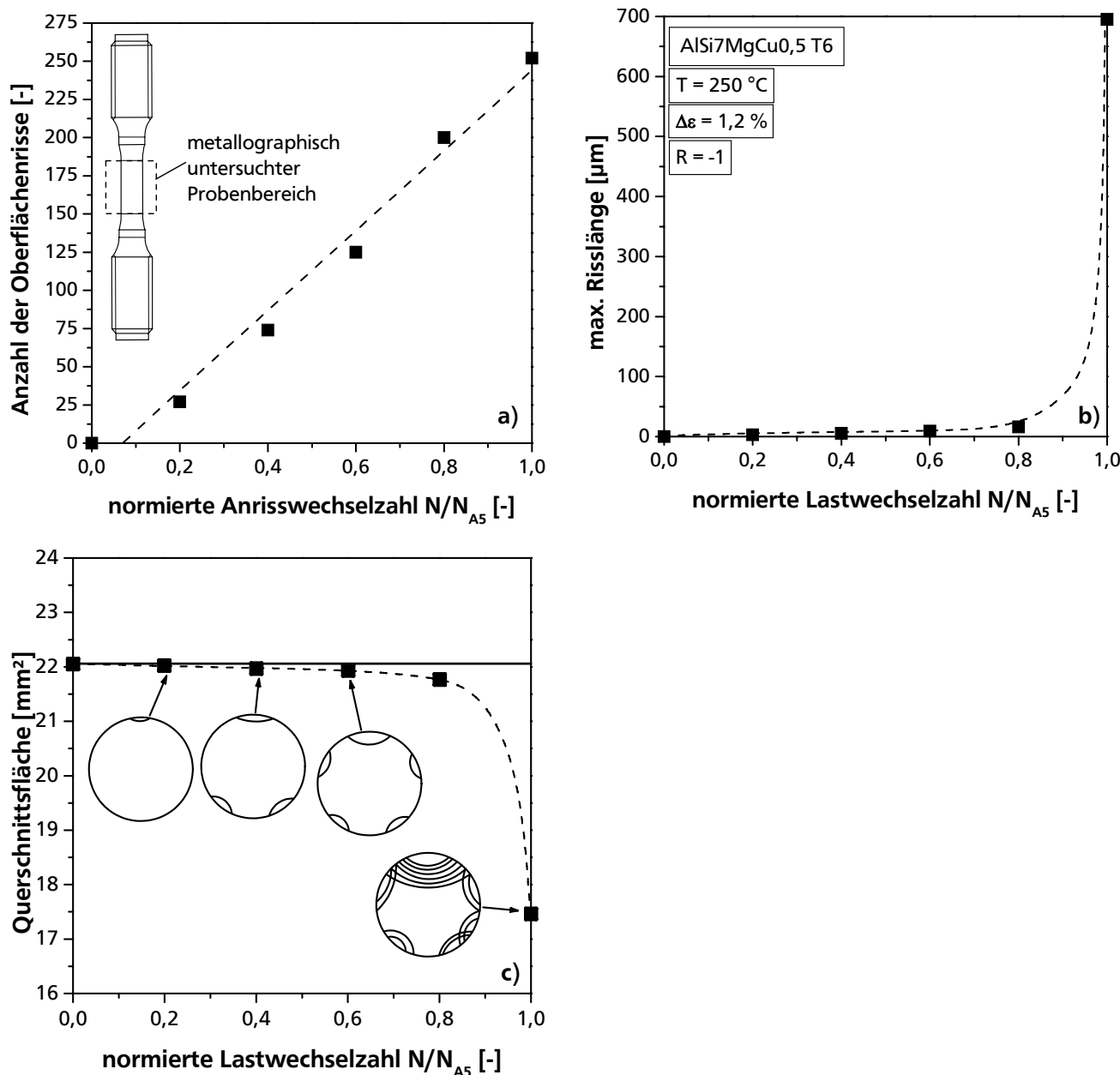


Bild 6.27: Schematische Darstellung der Schädigung bei Wechselbeanspruchung des Werkstoffes AlSi7MgCu0,5 T6 repräsentiert durch die Anzahl der Oberflächenrisse (a), durch die Risslänge (b) und der daraus resultierenden effektiven Querschnittsfläche (c) in Abhängigkeit der normierten Lastwechselzahl.

Die metallographischen Analysen gaben weiterhin Aufschluss über die makroskopischen Schädigungsmechanismen. Zu Beginn des Schädigungsverlaufes unter Wechselbelastung brechen vornehmlich die spröden eutektischen Siliziumpartikel des Werkstoffes AlSi7MgCu0,5 T6 (**Bild 6.28a**). Dabei sind die aufgebrochenen Partikel zum größten Teil am Probenrand zu finden und nur in seltenen Fällen im Werkstoffinneren. Diese ungleichmäßige Verteilung der gebrochenen eutektischen Partikel liegt an der größeren Belastung im Randbereich aufgrund der Kerbwirkung der Extrusionen und Intrusionen [IlWe2010]. Ferner ist in diesem Schädigungsstadium die Aluminiummatrix zwischen den Partikeln noch intakt.

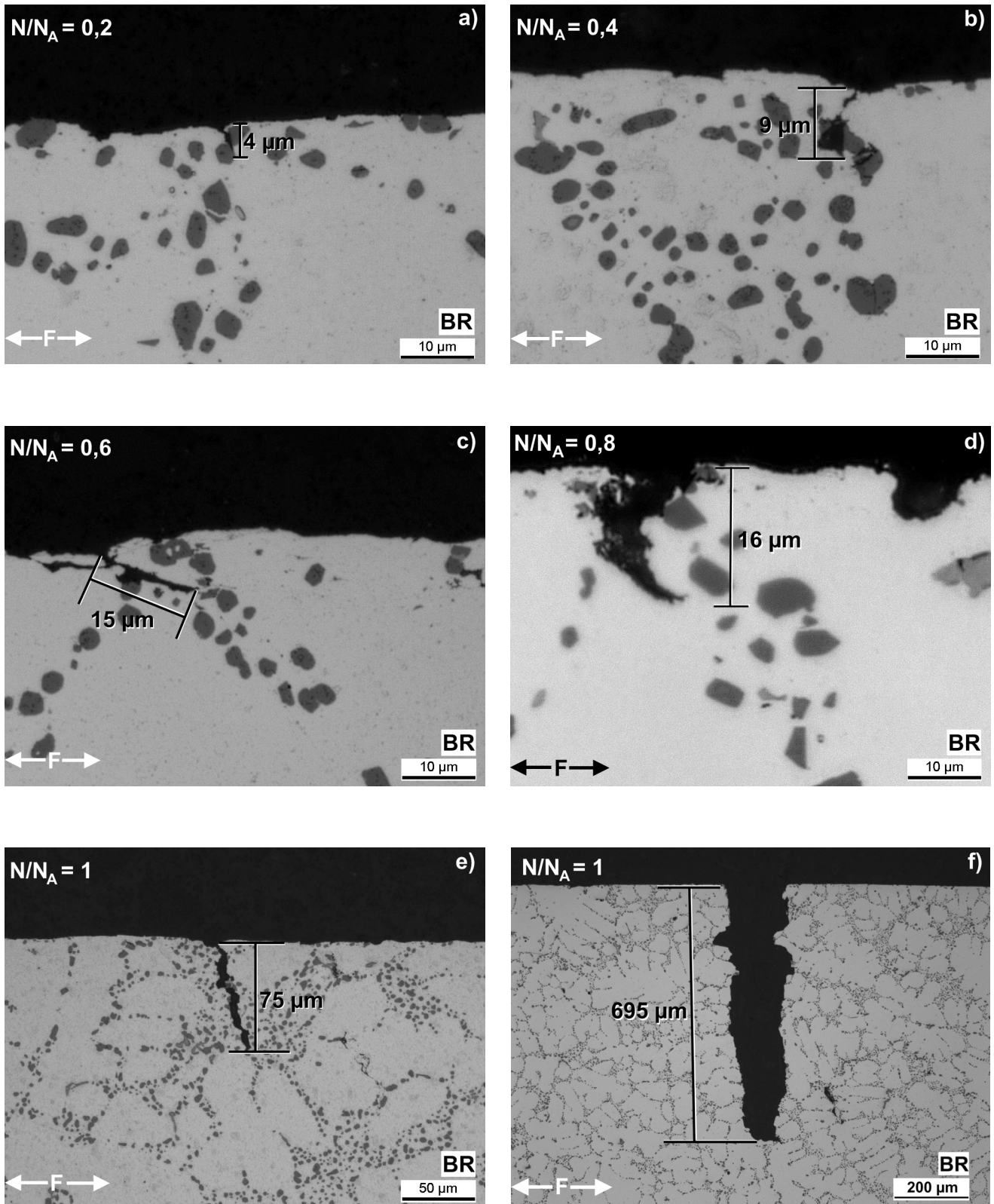


Bild 6.28: Schädigungsentwicklung bei Wechselbeanspruchung des Werkstoffes AlSi7MgCu0,5 T6 bei 250 °C für verschiedene Lebensdauerstadien bzw. normierte Lastwechselzahlen: 0,2 (a), 0,4 (b), 0,6 (c), 0,8 (d) und 1 (e,f).

Im weiteren Verlauf bricht mehr und mehr Resteutektikum auf, und im Randbereich gibt es einige Bereiche, in denen die Risse durch einige wenige Partikel über die Matrix zusammenwachsen (**Bild 6.28b,c,d**). Die Untersuchungen von [WaMi2003, OsAn2007, BrKr2001] bekräftigen diese Aussagen. Die Makrorissinitiierung beginnt erst beim Erreichen einer kritischen Anzahl von aufgebrochenen Partikeln. In diesem Bereich $N/N_{A5} \geq 0,8$ wachsen die Risse der aufgebrochenen Partikel über die Matrix zusammen und ein oder mehrere Makrorisse entstehen (**Bild 6.28e,f**). Der Anrissort wird häufig durch Fehlstellen in Form von Porositäten begünstigt. In diesem Stadium breiten sich die Makrorisse exponentiell mit jedem Schwingspiel weiter aus.

Es zeigt sich, dass der quantifizierte Schädigungsbetrag aus dem detektierten Risswachstum nicht ausreichend ist (**Bild 6.27c**), um den experimentell ermittelten Spannungsabfall zu begründen (**Bild 6.29a**). Daher setzt sich der Spannungsabfall, speziell im linearen Bereich, aus dem fortschreitenden Risswachstum und der zunehmenden Entfestigung zusammen (**Bild 6.29b**). Diese Entfestigung wird als mikrostrukturelle Änderung, beispielsweise als Annihilation von Versetzungen oder die Bildung von Subkorgrenzen interpretiert [DuEf2005]. Aus [BrKr2001] ist bekannt, dass sich die Subkornstruktur und deren zeit- und lastabhängige Veränderungen auf das Kriechverhalten von teilchengehärteten Aluminiumlegierungen auswirken. Demnach wird angenommen, dass gleichermaßen unter Ermüdungsbeanspruchungen die Veränderung der Subkornstruktur die Festigkeit beeinflusst. Aus diesen Annahmen wird die Einteilung des Lastabfalls, bei der die Entfestigung gegen einen Grenzwert läuft, entsprechend angepasst.

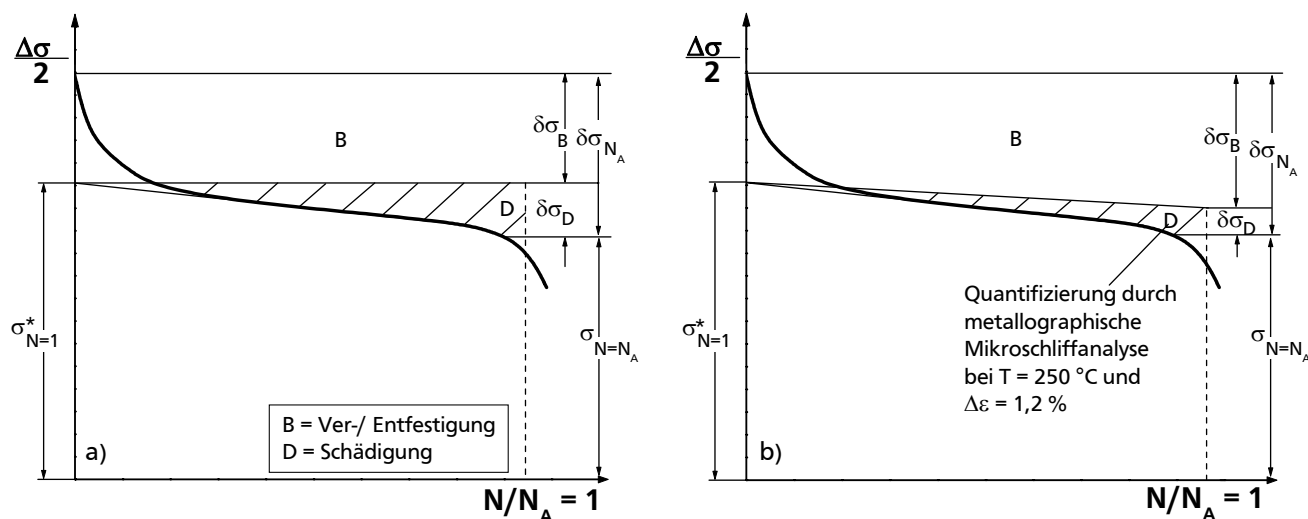


Bild 6.29: Schematische Einteilung des Spannungsabfalls in Ver- bzw. Entfestigung und Schädigung in Anlehnung an [SiZu2007] (a) und eine angepasste Darstellung für den Zylinderkopfwerkstoff AlSi7MgCu0,5 T6 (b).

Fazit „Experimentellen Bestimmung des Werkstoffverhaltens“

Zur Bewertung der Streuungen im Zylinderkopf wurde eine Homogenitätsuntersuchung anhand von Zugversuchen durchgeführt. Dabei wurden die Streuungen in Abhängigkeit von der Lage im Bauteil in systematische Bauteilinhomogenitäten aufgrund der unterschiedlichen Gieß- und Erstarrungsbedingungen und in statistische Chargeninhomogenitäten aufgrund der Streuungen des Herstellungsprozesses unterteilt und quantifiziert. Die Homogenitätsuntersuchungen zeigten, dass die Duktilitätswerte der Gusslegierung stärker als die Festigkeitswerte streuen. Weiterhin waren die systematischen Unterschiede zwischen den Werkstoffeigenschaften durchweg größer (\sim Faktor 2) als die statistischen Streuungen. Dadurch wirkten sich die statistischen Streuungen aus dem Produktionsprozess nicht als Störgröße für die Versuchsplanung aus und es war möglich, verlässliche Aussagen über das Werkstoffverhalten in Abhängigkeit des Gefügezustandes, repräsentiert durch die Entnahmeposition, zu erhalten.

Die quasistatischen Kurzzeiteigenschaften wurden in Abhängigkeit von der Prüftemperatur, dem sDAS, der T6-Wärmebehandlung und der Auslagerung des Gefüges untersucht. Die jeweiligen Einflüsse auf die einzelnen Kurzzeitkennwerte sind in **Tabelle 6.3** zusammengefasst. Das quasistatische Kurzzeitbruchverhalten stellte sich für alle untersuchten Temperaturen als duktil heraus, wobei vor allem die spröden Gefügebestandteile, wie Resteutektikum und intermetallische Phasen, das Bruchverhalten beeinflussen. Diese Gefügebestandteile brechen unter quasistatischer Last zuerst, weshalb die Risse vorwiegend in den Dendritenzwischenräumen verlaufen.

Tabelle 6.3: Einfluss von Temperatur, sDAS, T6-Wärmebehandlung und Auslagerung auf die Kurzzeitkennwerte, die Kriechfestigkeit und die Ermüdungsfestigkeit von AlSi7MgCu0,5.

	$R_{p0,2}$	R_m	E	A_5	Z	R_u	N_{AS}	
							$\Delta\epsilon \uparrow$	$\Delta\epsilon \downarrow$
Temperatur \uparrow	\downarrow	\downarrow	\downarrow	\uparrow	\uparrow	\downarrow	\uparrow	\downarrow
sDAS \uparrow	\downarrow	\downarrow	\downarrow	\downarrow	\downarrow	\leftrightarrow	\downarrow	\downarrow
T6-Wärmebehandlung	\uparrow	\uparrow	\leftrightarrow	\downarrow	\downarrow	-	-	-
500 h Auslagerung	\downarrow	\downarrow	\leftrightarrow	\uparrow	\uparrow	-	-	-

Der Vergleich zwischen der konventionellen und der OSLH-Versuchsplanungsmethode anhand der Kurzzeiteigenschaften zeigte die Eignung der modernen, raumfüllenden OSLH-Methode für die Ermittlung von mechanischen Zugversuchskennwerten und verdeutlichte das Potential hinsichtlich des Informationsgehalts gegenüber der konventionellen Vorgehensweise. Dabei ist die Approximation mittels Polynomfunktionen 1ten oder 2ten Grades empfehlenswert. Die Anzahl der durchgeführten Experimente sollte mindestens der zweifachen Anzahl der Modellparameter entsprechen, um robuste Response Surfaces zu ermitteln, welche das Streuungsverhalten der

Legierung nicht unterbewerten.

Das Kriechverhalten von AlSi7MgCu0,5 T6 konnte mit den durchgeführten Experimenten in Abhängigkeit der Temperatur und des Sekundärdendritenarmabstandes beschrieben werden. Durch die bezogen auf die 0,2 %-Dehngrenze hohen Belastungen $\bar{\sigma} = \sigma_0 / R_{p0,2,T} > 1$ stellen sich bei 140 °C sehr hohe Spannungsexponenten ($n = 22$) ein, weshalb sich der Verformungsmechanismus aus Versetzungskriechen und Versetzungsgleiten zusammensetzt. Erst bei geringen Spannungen $\sigma \leq 175$ MPa wird die Verformung durch das Versetzungskriechen dominiert und es ergeben sich Bruchzeiten größer 5.000 h. Daher spielt das reine Versetzungskriechen für die Bauteillebensdauer eines Zylinderkopfes bei 140 °C eine untergeordnete Rolle. Bei 250 °C fand im untersuchten Lastbereich Versetzungskriechen statt ($n = 6,1$), was die Bauteillebensdauer entscheidend beeinflusst. Erst Lasten unterhalb von 45 MPa sind für die Bauteillebensdauer unkritisch. Die unterschiedlichen Verformungsmechanismen zwischen den beiden Prüftemperaturen zeigen sich ebenfalls im Wechsel des Bruchmechanismus von dehnratenunabhängigem, duktilem Bruch bei 140 °C zu transkristallinem Kriechbruch bei 250 °C. Weiterhin äußert sich der Alterungseinfluss des Werkstoffes AlSi7MgCu0,5 T6 im Kriechverhalten. Dies wird in einer zeit- und temperaturabhängigen Kriechverfestigung in der Kriechkurve deutlich, die mit der Entstehung der β' -Phase in Verbindung gebracht wurde. Der Alterungseinfluss auf das Kriechverhalten konnte speziell durch die raumfüllende OSLH-Methode identifiziert werden. Darin wird erneut der Nutzen und Informationsgewinn gegenüber der vollfaktoriellen Methode sichtbar. Schließlich liegt kein Einfluss des Sekundärdendritenarmabstandes auf das Kriechverhalten vor.

Das zyklische Verformungsverhalten ließ sich mit Hilfe der durchgeführten Experimente in Abhängigkeit von der Temperatur und des Sekundärdendritenarmabstandes beschreiben. Der Temperatur- und Gefügeeinfluss zeigte sich sowohl in den Hystereseschleifen als auch in der zyklischen Fließkurve. Dabei nimmt die Festigkeit mit steigender Temperatur und größerem Gefüge, ähnlich wie im quasistatischen Kurzzeitverhalten, ab. Ferner verfügt der Werkstoff AlSi7MgCu0,5 T6 über ein komplexes Temperatur-Zeitverhalten. Der Werkstoff reagiert auf zyklische Belastung bei hohen Temperaturen ($T = 250$ °C) entfestigend und bei niedrigen Temperaturen ($T = RT, 140$ °C) verfestigend. Die zyklische Lebensdauer des Zylinderkopfwerkstoffes ist mit den temperatur- und sDAS-abhängigen Festigkeits- und Verformungsvermögen verknüpft. Bei hohen Dehnschwingbreiten ergeben sich bei 250 °C die längsten Lebensdauern. Bei niedrigen Dehnschwingbreiten sind die Lebensdauern bei 250 °C hingegen am geringsten. Die Lebensdauern für unterschiedliche Gefügekassen ordnen sich bei 250 °C für hohe Dehnschwingbreiten $BR > LS > HÖB$. In Bereich niedriger Dehnschwingbreiten sind die Lebensdauern $BR > HÖB > LS$ gestaffelt.

Das Schädigungsverhalten unter Ermüdungsbeanspruchung wurde für den BR-Gefügestand bei 250 °C und $\Delta\varepsilon = 1,2\%$ untersucht. Es stellte sich heraus, dass der experimentell ermittelte Spannungsabfall in eine Schädigung und eine Entfestigung unterteilt werden kann. Im Anfangsbereich der Ermüdungsschädigung brechen die eutektischen Siliziumpartikel auf. Die Makrorissinitiierung beginnt erst ab $N/N_{AS} \geq 0,8$, wobei die aufgebrochenen eutektischen Siliziumpartikel über die Aluminium-Matrix zusammenwachsen. Danach folgt die rasche Makrorissausbreitung bis hin zum Probenbruch. Weiterhin reicht das Risswachstum nicht aus, um den experimentell ermittelten Spannungsabfall zu erklären. Daher trifft die bisherige Annahme einer Sättigung in der Entfestigung nicht zu. Stattdessen ist sie im gesamten Lebensdauerbereich wirksam und trägt zum Spannungsabfall bei.

7.1 Konstitutive Materialbeschreibung

Für die Materialbeschreibung wurde das Materialmodell vom Typ Chaboche nach [ReVe2003, ReTh2003, SaKo2007, SaSe2006, SiZu2007, BeFo2010, BeVe2010] ausgewählt (Gl. 3.51). Dieses Modell fand in [SaKo2007, SiZu2007, BeFo2010, BeVe2010] für warmfeste Stähle (1 %CrMoNi, 2 %CrMoNi und 10 %CrMoWV) unter Kriechermüdungsbeanspruchung erfolgreich Anwendung und wurde deshalb für die Beschreibung des Materialverhaltens der Aluminium-Silizium-Leichtbaulegierung herangezogen. Die verwendeten Materialgleichungen des Chaboche-Modells mit 25 Modellparametern für Verformung sind in Abschnitt 3.4.2 aufgeführt (Gl. 3.51). Dabei blieb die isotrope Verfestigung (Gl. 3.30) und damit auch deren statische und dynamische Erholungsterme (Gl. 3.43) unberücksichtigt ($\gamma = r_0 = \beta = \pi = 0$ und $\varpi = 1$). Die Ver- bzw. Entfestigungseffekte bei zyklischer Belastung wurden dafür mit der $B(s)$ -Funktion aus [SiZu2007] abgebildet. Mit diesem Vorgehen ließen sich effektiv drei Modellparameter einsparen, wodurch sich der Aufwand für die Parameteridentifizierung reduzierte. Die Ergebnisse für warmfeste Stähle aus [SiZu2007, BeFo2010, BeVe2010] haben gezeigt, dass die Ergebnislösung durch dieses Vorgehen nicht leidet. Die Entwicklung der skalaren Schädigungsgröße erfolgte durch lineare Akkumulation der Kriech- und Ermüdungsschädigung (Gl. 3.52), wobei die Ermüdungsschädigung durch einen einfachen Ansatz von [SiZu2007] (Gl. 3.53) und die Kriechschädigung nach Rabotnov [RaCr1968] (Gl. 3.56) herangezogen wurde. Mit der Annahme für metallische Werkstoffe ergibt sich $w = 1$ und $n = 0$. Weiterhin wurde bei der Kriechschädigungsentwicklung ein Mehrachsigkeitseinfluss ($a_t = 1$) angenommen. Mit der bekannten Querkontraktionszahl für Aluminium ($\nu = 0,35$) ergaben sich 15 zu identifizierende Modellparameter für Verformung ($E, c, k_0, m, \eta, a, d, b, p, B_1, B_2$) und Schädigung (A_A, A_t, k_t, r_t).

7.2 Parameteridentifizierung

Die Parameteridentifizierung der 15 Parameter für das Chaboche-Modell erfolgte durch die Methode der KNN. Sie fand in sechs Schritten statt und ist in **Bild 7.1** schematisch dargestellt. Die Grundlage für die Parameteridentifizierung war die experimentelle Datenbasis für das quasistatische Kurzzeitverhalten, das statische, zeitabhängige Kriechverhalten und das zyklische, zeitabhängige Ermüdungsverhalten (Schritt 1). Die Datenbasis deckte die relevanten Bauteilbeanspruchungen und Gefügestände ab, wobei die konstitutive Materialbeschreibung nur für die höchstbelastete Brennraumgefügeklasse angewendet wurde. In Schritt 2 wurden die experimentellen Daten mit den phänomenologischen Ansätzen

geglättet. Dabei kam für das quasistatische, zeitunabhängige Kurzzeitverhalten und das zyklische, zeitunabhängige Verformungsverhalten die Ramberg-Osgood-Gleichung (Gl. 3.19) zum Einsatz. Das statische, zeitabhängige Kriechverhalten wurde mit dem modifizierten Garofalo-Ansatz (Gl. 3.11) geglättet. Die Kurvenglättungen sind beispielhaft in **Bild 7.2** und ausführlich im Kapitel 6 gezeigt.

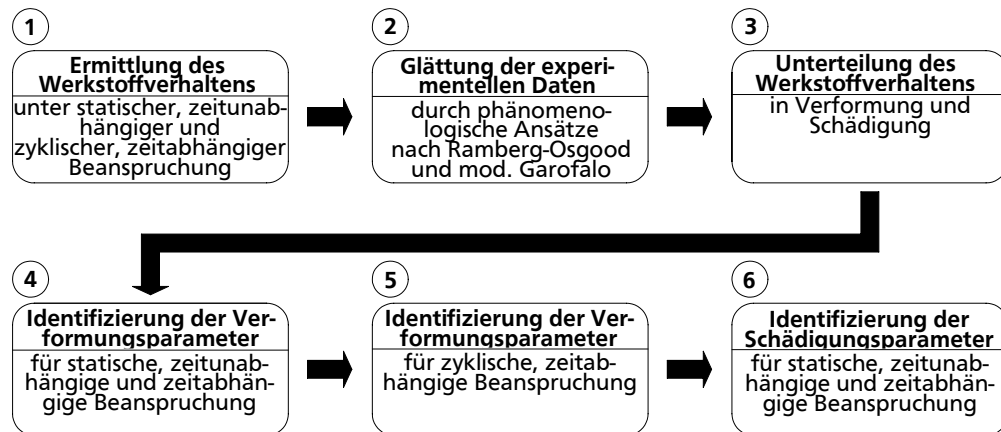


Bild 7.1: Methodisches Vorgehen bei der Parameteridentifizierung mit der Methode der Künstlichen Neuronalen Netze.

Ferner wurde das Werkstoffverhalten in Verformungs- und Schädigungsverhalten anhand der klassischen Vorstellung für die Entwicklung für Kriech- und Ermüdungsschädigung unterteilt (**Schritt 3**) (vgl. Bild 3.12 und Bild 3.15b). Somit war es möglich, die zu identifizierenden Modellparameter zu verringern. Dadurch kann entweder bei gleichbleibender Trainingsleistung des KNN der Rechen- und Zeitaufwand erheblich reduziert oder bei gleichem Rechen- und Zeitaufwand die Trainingsleistung signifikant erhöht werden. Die Unterteilung in Verformung und Schädigung wurde für jede Beanspruchungsart individuell vorgenommen. Für das statische, zeitabhängige Kriechverhalten wurde der Beginn der Schädigungsprozesse ab dem Überschreiten der minimalen Kriechgeschwindigkeit definiert (**Bild 7.3a,b**).

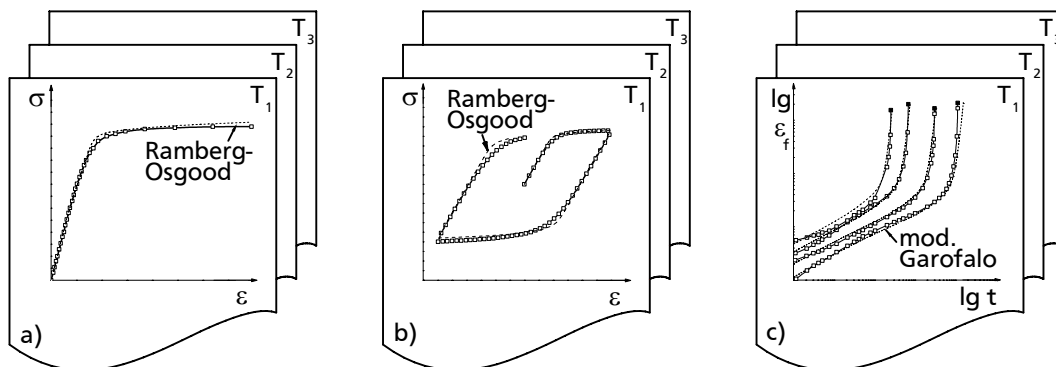


Bild 7.2: Schematisches Vorgehen der Datenglättung als Vorbereitung für die Parameteridentifizierung der Chaboche-Modellparameter für das quasistatische, zeitunabhängige Kurzzeitverhalten (a), das zyklische, zeitunabhängige Verformungsverhalten (b) und das statische, zeitabhängige Kriechverhalten (c).

Bei zyklischer Belastung erfolgte die Unterteilung ab Beginn des linearen Spannungsabfalls. Die Hystereseschleifen vor diesem Zeitpunkt ($N = 1$ bis N_1) zählen demnach zum Verformungsverhalten mit Ver- oder Entfestigung und nach diesem Zeitpunkt (N_1 bis N_A) zum Schädigungsverhalten (**Bild 7.3c,d**). In Schritt 4 wurden dementsprechend die neun Verformungsparameter $E, c, k_0, m, \eta, a, d, b, c$ für quasistatisches, zeitunabhängiges und zeitabhängiges Verformungsverhalten bestimmt. Mit der Identifizierung der zwei Parameter B_1, B_2 der zyklischen, zeitabhängigen Ver- oder Entfestigung für die Hystereseschleifen bis zum Eintreten der Schädigung wurde das Verformungsverhalten komplettiert (Schritt 5). Im letzten Schritt 6 wurden die noch fehlenden Schädigungsparameter A_a, A_t, k_t, r_t angepasst.

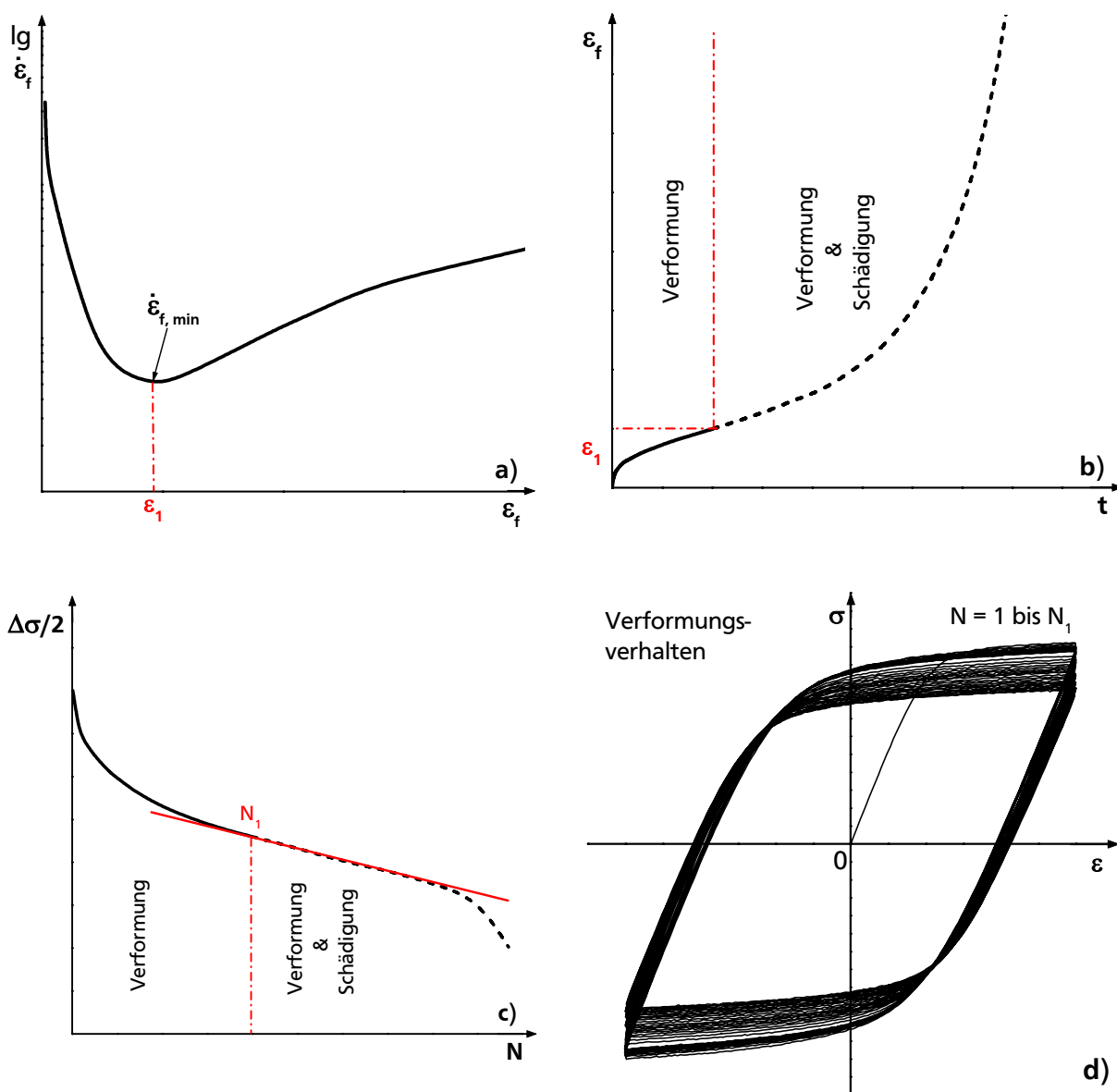


Bild 7.3: Schematisches Vorgehen zur Unterteilung des Werkstoffverhaltens in Verformung und Verformung mit Schädigung zur vereinfachten Parameteridentifizierung bei Kriechbeanspruchung (a,b) und bei Ermüdungsbeanspruchung mit zyklischer Entfestigung(c,d).

Die Schritte 4, 5 und 6 umfassten die eigentliche Parameteridentifizierung. Sie wurden mit Hilfe der Methode der KNN durchgeführt. Die werkstoffspezifische Parameteridentifizierung setzt ein trainiertes Netz voraus. Das bedeutet, dass dem Netz Trainingsdaten ($\sigma - \varepsilon$ -Verhalten) von allen relevanten Beanspruchungsarten zur Verfügung gestellt werden. In der von [SaKo2007] entwickelten und in [BeFo2010] weiterentwickelten Matlab-Routine werden diese Schritte computergestützt durchgeführt. Dabei müssen zuerst die Beanspruchungsverläufe der verschiedenen Beanspruchungsarten (Zug-, Kriech- und Ermüdungsversuch) definiert werden. Danach werden die Bereichsgrenzen der einzelnen Modellparameter festgelegt. Aufgrund des komplexen Werkstoffverhaltens der Leichtmetalllegierung setzt dies ein hohes Maß an Werkstoffkenntnis voraus und ist deshalb der wichtigste und komplizierteste Schritt der Parameteridentifikation. Im vorletzten Schritt erfolgte die Erstellung der Parameterkombinationen, welche die Trainingsdaten darstellen. Hierbei werden die einzelnen Modellparameter in den oben festgelegten Bereichen variiert und kombiniert. Daraus ergeben sich für die jeweiligen Beanspruchungsverläufe immer unterschiedliche Materialantworten ($\sigma - \varepsilon$ -Verläufe). Aufgrund der zufälligen Kombination der einzelnen Modellparameter können auch unrealistische Trainingsdaten erzeugt werden. Deshalb wird die Generierung der Trainingsdaten durch eine benutzerdefinierte Fehler-toleranz eingeschränkt. Somit werden Trainingsdaten aussortiert, die in $\sigma - \varepsilon$ -Verläufen resultieren, die von den geglätteten Messdaten stärker abweichen als die vorgegebene Fehlertoleranz erlaubt, da sie die Trainingsleistung des dreischichtigen KNN verschlechtern würden. Abschließend identifiziert das trainierte KNN die Materialparameter durch Eingabe des vorgegebenen Werkstoffverhaltens für Verformung und/ oder Schädigung in Form der geglätteten $\sigma - \varepsilon$ -Verläufe aus Schritt 2. Die Arbeitsweise des KNN ist schematisch in **Bild 7.4** dargestellt. Weiterhin wurde bei der Parameteridentifizierung darauf geachtet, dass die Verläufe der einzelnen Parameter als Funktion der Temperatur stetig und sprunfrei sind (**Bild A 1**). Somit ist eine Interpolation von Zwischentemperaturen bei der Finite-Elemente (FE) Anwendung möglich. Die identifizierten Modellparameter sind für die Brennraumgefügeklasse des Zylinderkopfwerkstoffs AlSi7MgCu0,5 T6 für die drei Temperaturen (RT, 140 °C und 250 °C) in **Tabelle A 19** und **Tabelle A 20** aufgeführt.

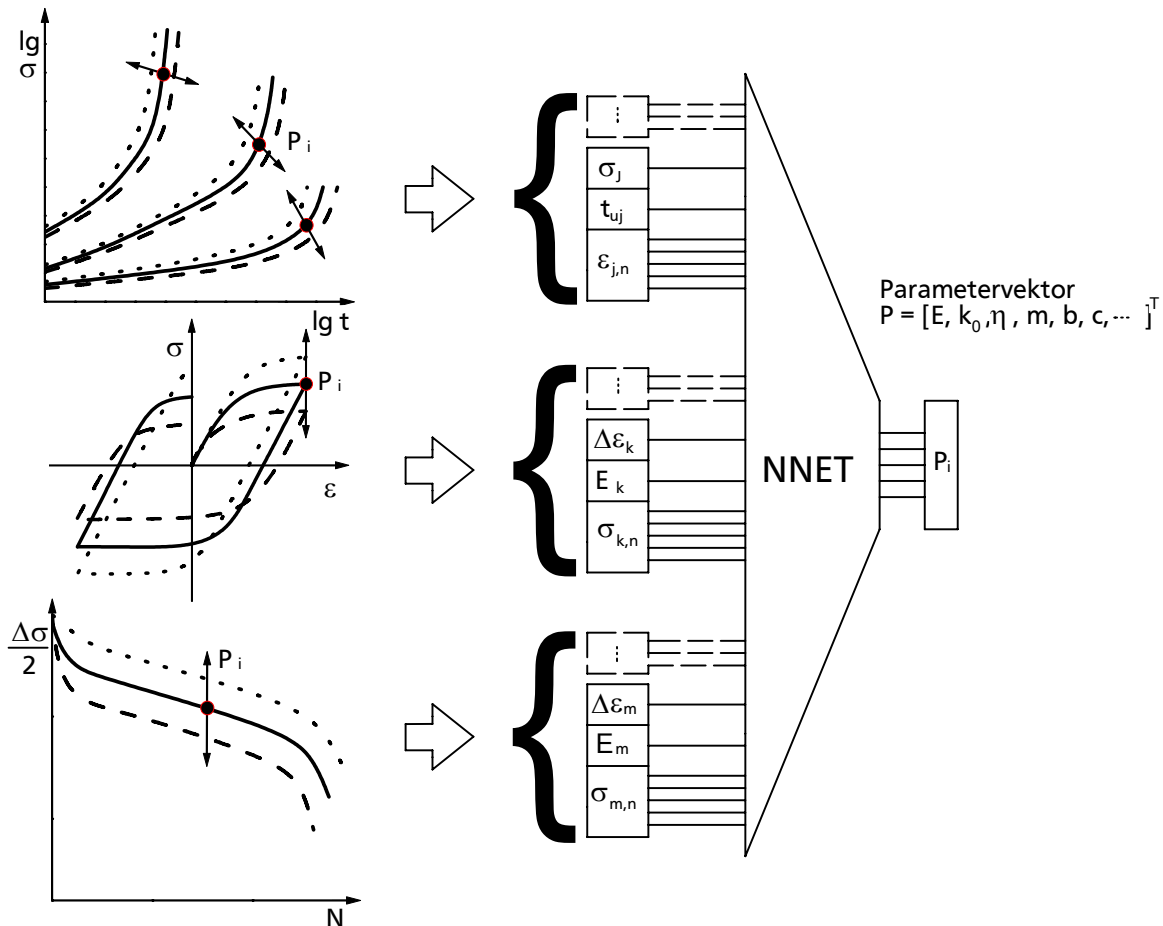


Bild 7.4: Methodische Arbeitsweise der Parameteridentifizierung mit Hilfe der Methode der Künstlichen Neuronalen Netze in Anlehnung an [SaKo2007].

7.3 Nachrechnung der eindimensionalen Experimente

Die Ergebnisse der Nachrechnung der durchgeführten eindimensionalen Experimente ist in **Bild 7.5** und **Bild 7.6** dargestellt. Dabei zeigt sich, dass bis auf die Abbildung des Kriechverhaltens bei 140 °C zufriedenstellende Ergebnisse mit dem verwendeten Chaboche-Modell erzielt wurden (**Bild 7.5a**). Bei 140 °C waren die Kriechbeanspruchungen zur Abbildung des Kurzzeitkriechverhaltens sehr hoch gewählt worden, wodurch sich hohe inelastische Anfangsdehnungen und große Kriechdehnungsbeträge im Primärkriechbereich einstellten (vgl. Bild 6.11). Das verwendete konstitutive Materialmodell ist mit einer Fließfläche nicht in der Lage, derart hohe plastische Anfangs- und Primärkriechdehnungen abzubilden. Das Kriechschädigungsverhalten bei 140 °C konnte trotz der Abweichungen in den Verformungsberechnungen der inelastischen Anfangsdehnung und der Kriechdehnung im Primärkriechbereich nachgebildet werden. Die Nachrechnung der Kriechexperimente bei 250 °C gelang mit einer hohen Übereinstimmung im Verformungs- und Schädigungsverhalten (**Bild 7.5b**). Dies zeigt, dass das Chaboche-Modell generell in der Lage ist, das Kriechverhalten der AlSi7MgCu0,5 T6-Legierung in typischen Kriechspannungsbereichen ($\bar{\sigma} \ll 1$) abzubilden.

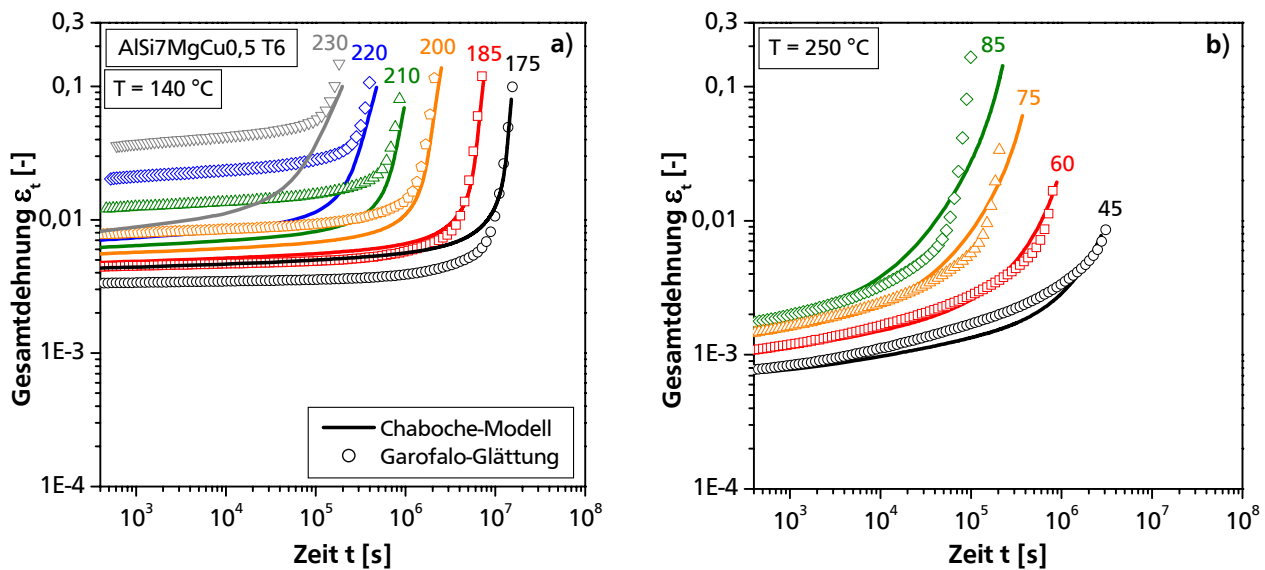


Bild 7.5: Ergebnisse der Nachrechnung der Kriechverformung und -schädigung für die Temperatur 140 °C (a) und 250 °C (b), Kriechdaten mit Hilfe der Garofalo-Gleichung geglättet.

Das Verformungsverhalten unter zyklischer Beanspruchung konnte für alle Temperaturen zufriedenstellend nachgerechnet werden (Bild 7.6). Die besten Ergebnisse wurden für 250 °C erzielt (Bild 7.6e). Dagegen zeigten die Hystereseschleifen des Chaboche-Modells für 140 °C eine zu starke Verfestigung (Bild 7.6c). Dies ist darauf zurückzuführen, dass sich die Anpassung des Kriechverhaltens auf die Anpassung des Verformungsverhaltens bei zyklischer Belastung auswirkt. Daher muss ein Kompromiss zwischen dem Kriech- und Ermüdungsverhalten getroffen werden. Die geringen Abweichungen im Verformungsverhalten bei Raumtemperatur sind der Temperaturkonsistenz der Modellparameter geschuldet (Bild 7.6a). Dementsprechend sind die Wertebereiche in denen die Modellparameter für RT liegen durch die Modellparameter für 140 °C eingeschränkt. Neben dem Verformungsverhalten wurde das Schädigungsverhalten unter zyklischer Beanspruchung nachgerechnet. Mit dem verwendeten Ansatz für zyklische Ver- und Entfestigung (Gl. 3.42) konnte das komplexe Temperatur-Zeitverhalten der Zylinderkopfflegierung abgebildet werden. Dabei war es möglich, sowohl das verfestigende Verhalten für RT und 140 °C (Bild 7.6b,d), als auch das entfestigende Verhalten bei 250 °C zu beschreiben (Bild 7.6f). Es zeigt sich jedoch, dass die $B(s)$ -Funktion durch die Abhängigkeit von der plastischen Bogenlänge die Ver- bzw. Entfestigungseffekte nicht im gesamten Beanspruchungsbereich mit hoher Übereinstimmung abbilden kann.

Eine Verbesserung in der Beschreibung des Verformungsverhaltens des Chaboche-Modells ist nur durch eine Fließfunktion mit mehreren Fließflächen möglich, wie es in [SiMo2011] für einen 10 %-Cr-Stahl angewendet wurde. Dies hat jedoch zur Folge, dass sich mit jeder weiteren Fließfläche die Anzahl der Modellparameter und damit der Aufwand für die Parameteridentifizierung erhöht.

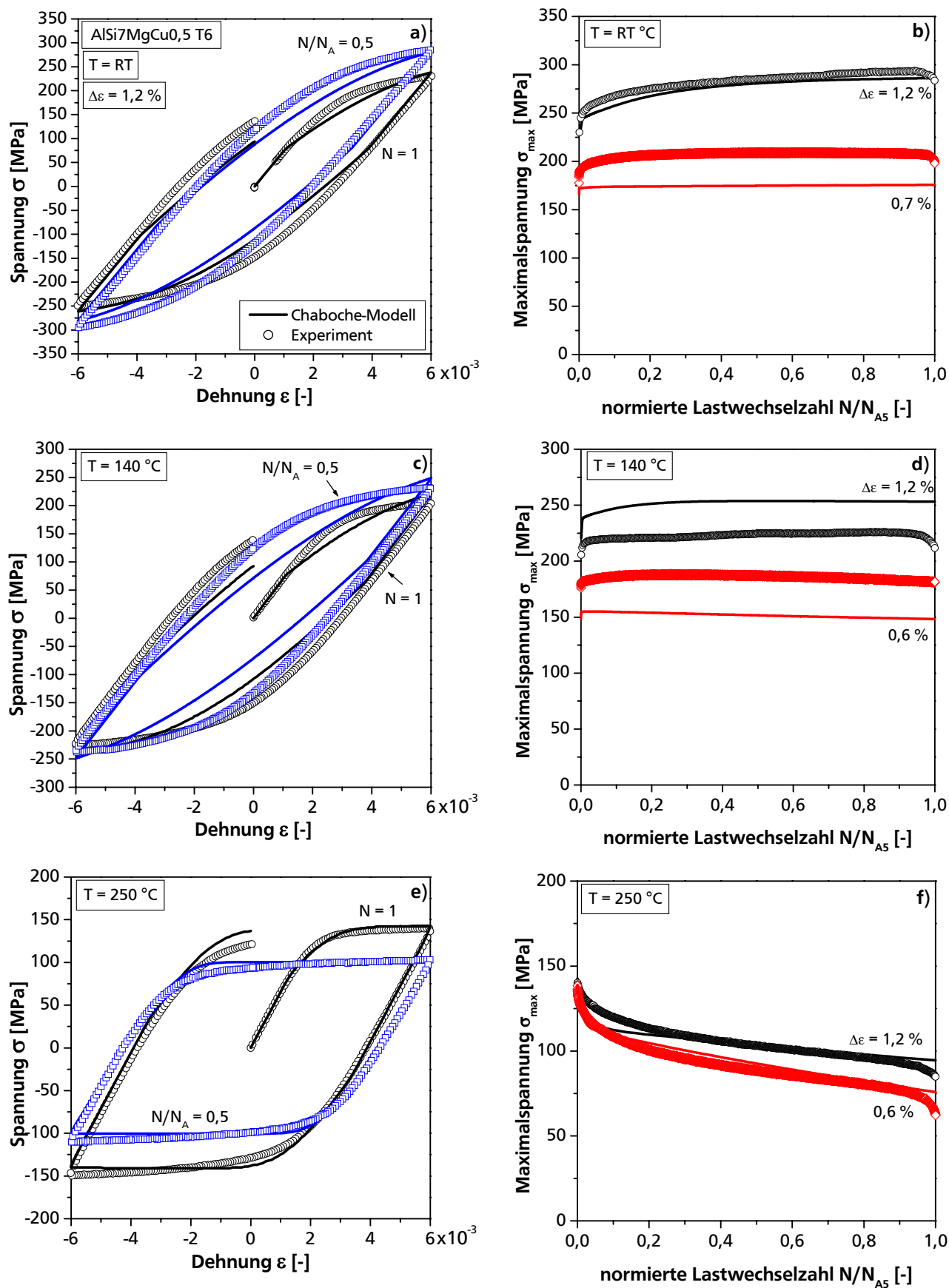


Bild 7.6: Ergebnisse der Nachrechnung der Ermüdungsverformung und -schädigung für die Temperatur RT (a,b), 140 °C (c,d) und 250 °C (e,f).

7.4 Schädigungsquantifizierung der eindimensionalen Experimente

Der Schädigungsansatz des Chaboche-Modells erfordert eine vorzugsweise experimentelle Bestimmung des kritischen Schädigungswertes D_{krit} für den Werkstoff und die jeweiligen Belastungszustände. Dies ist notwendig, um Lebensdauerberechnungen mit dem Chaboche-Modell durchführen zu können. Die experimentelle Bestimmung der kritischen Schädigung soll idealerweise auf technisch messbare Größen zurückzuführen sein.

7.4.1 Schädigungsquantifizierung bei zyklischer, zeitabhängiger Beanspruchung

Die Bestimmung der experimentellen Schädigungswerte bei zyklischer Belastung erfolgte gemäß [LeMe1990, LeAc1996, SiZu2007] und beruht auf dem gemessenen Steifigkeits- und dem Spannungsabfall der Hystereseschleifen.

Steifigkeitsabfall

Der Steifigkeitsabfall ergibt sich aus der effektiven Probensteifigkeit im jeweiligen Zyklus $(d\sigma/d\varepsilon)_i$ bezogen auf die Anfangssteifigkeit $E_{i=0}$ des Werkstoffes (Gl. 3.59). Bei den durchgeführten LCF-Versuchen wurde die effektive Steifigkeit bei $N/N_{A5} = 0; 0,25; 0,5; 0,75$ und 1 ausgewertet. Der Steifigkeitsabfall der Hystereseschleifen ist in Abhängigkeit der Lebensdauer exemplarisch bei 1,2 % Dehnschwingbreite und 140 °C bzw. 250 °C in **Bild 7.7** dargestellt. Bei der Gegenüberstellung aller LCF-Versuche stellt sich heraus, dass die experimentell ermittelte Steifigkeit geringfügig von der Dehnschwingbreite und deutlich von der Temperatur abhängig ist (**Tabelle 7.1**).

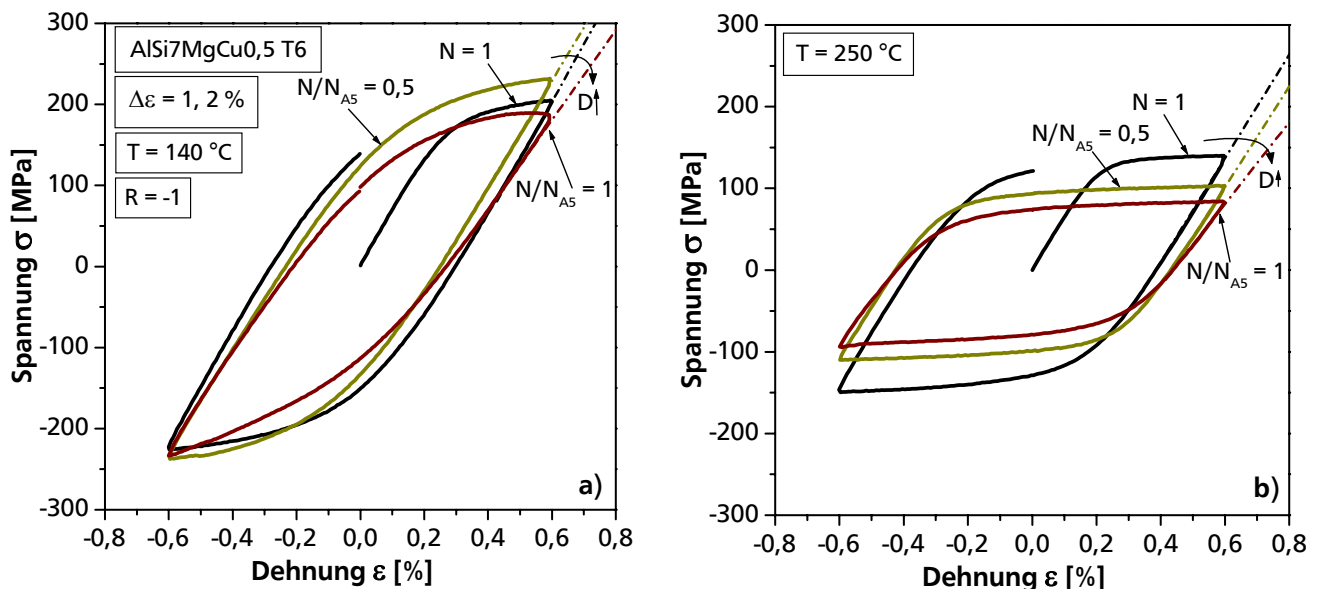


Bild 7.7: Schädigungsbestimmung bei zyklischer Beanspruchung ermittelt aus dem Steifigkeitsabfall im Zugbereich der Hystereseschleife bei 140 °C (a) und 250 °C (b).

Tabelle 7.1: Experimentell ermittelte kritische Schädigung bei Ermüdungsbeanspruchung beim Erreichen von $N = N_{A5}$ in Abhängigkeit der Temperatur und der Dehnschwingbreite mittels Steifigkeits- und Spannungsabfallmethode für den Werkstoff AlSi7MgCu0,5 T6.

		T	Dehnschwingbreite $\Delta\varepsilon$			
		[°C]	[%]			
Steifigkeitsabfall bei $N/N_{A5} = 1$			1,2	0,9	0,7	0,6
	250		0,188	0,132	0,101	0,100
	140		0,154	0,047	-	0,032
	RT		0,036	0,011	0,040	-
			$D_{krit} \uparrow$			
Spannungsabfall	250		0,207	0,197	0,214	0,269
	140		0,010	0,031	-	0,162
	RT		0,000	0,000	0,054	-
			$D_{krit} \uparrow$			

Spannungsabfall

Eine weitere Methode zur Bestimmung der Schädigung ist die Messung des Spannungsabfalls $\Delta\sigma_i$ unter zyklischer Beanspruchung (Gl. 3.60). Aus dem Verlauf der halbierten Spannungsschwingbreite $\Delta\sigma/2$ über der Lastwechselzahl N wird die Schädigung D berechnet. Für die Berechnung der Schädigung wird ein linearer Spannungsabfall gemäß Bild 6.29a angenommen. Dadurch ergibt sich eine lineare Schadensakkumulation bis zum Erreichen des 5 % Lastabfallkriteriums aus dem Experiment. Der kritische Schädigungswert des Zylinderkopfwerkstoffes variiert wiederum in Abhängigkeit der Temperatur und der Dehnschwingbreite (**Bild 7.8**), wobei auch bei dieser Methode der Einfluss der Temperatur auf D_{krit} überwiegt. Alle kritischen Schädigungswerte infolge des Spannungsabfalls sind ebenfalls in Tabelle 7.1 dargestellt.

Die experimentelle Messung der Schädigung liefert für beide Methoden eine komplexe Abhängigkeit von der thermischen und mechanischen Beanspruchung (**Bild 7.9**, Tabelle 7.1). Dabei lässt sich feststellen, dass der Einfluss der thermischen Belastung auf die Schädigungsbeträge deutlich stärker ausfällt als der Einfluss der mechanischen Belastung. Weiterhin sind die Abhängigkeiten und die Größe des Schädigungsbetrags je nach Methode unterschiedlich. Diese Erkenntnisse lassen sich durch die beiden unterschiedlichen Messmethoden erklären. Bei der Steifigkeitsmessung wird nur die Schädigung durch eine Veränderung des effektiven E-Moduls infolge von Poren und Mikrorissen gemäß Bild 3.18

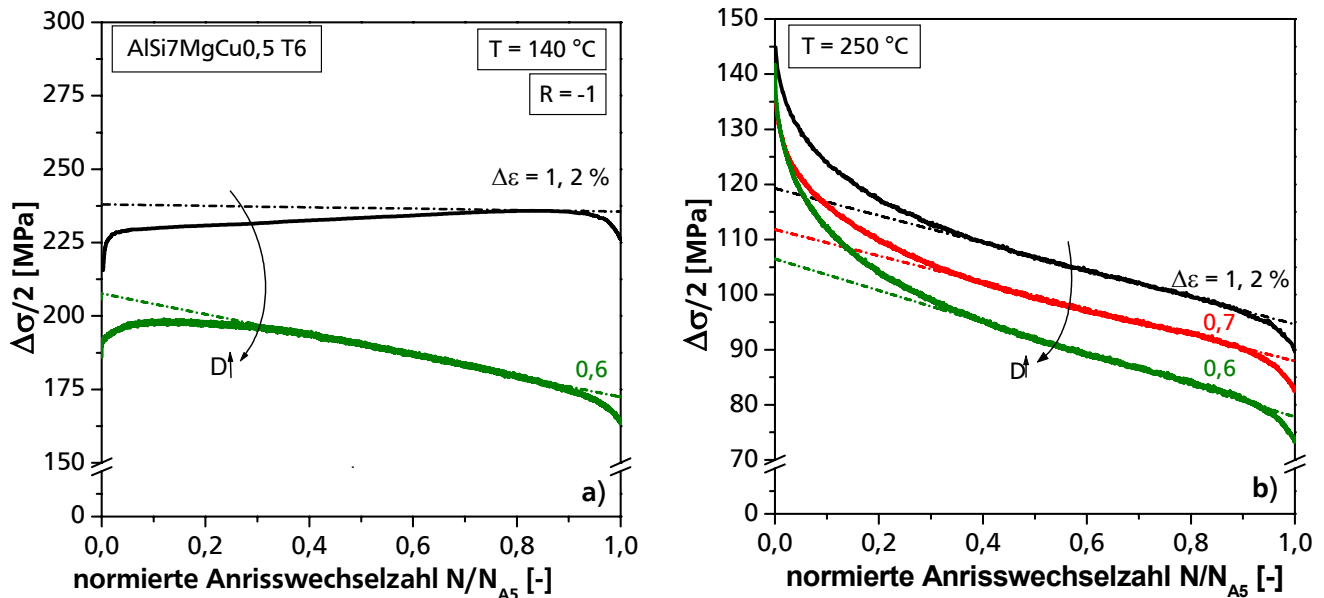


Bild 7.8: Schädigungsbestimmung bei zyklischer Beanspruchung ermittelt aus dem Spannungsabfall der halbierten Spannungsschwingbreite bei 140 °C (a) und 250 °C (b).

gemessen. Mikrostrukturelle Veränderungen wie eine Vergrößerung der Subkörner oder der Ausscheidungsteilchen, die für die werkstoffbedingten Ver- oder Entfestigungsvorgänge sorgen, werden bei dieser Methode nicht berücksichtigt. Aus Abschnitt 6.4.1 ist jedoch bekannt, dass solche Effekte bei der AlSi7MgCu0,5 T6-Legierung während der gesamten Ermüdungsbeanspruchung stattfinden. Die Methode des Spannungsabfalls misst dagegen sowohl die Schädigung als auch die Entfestigung des Werkstoffes. Demnach werden bei dieser Methode größere Schädigungswerte berechnet als bei der Bestimmung des Steifigkeitsabfalls. Für konstitutive Materialmodellierung bedeutet dies, dass die Gl. 3.42 für die Evolution der dynamischen Erholung mit Ver- und Entfestigung das Werkstoffverhalten nicht richtig beschreiben kann. Diese Gleichung sieht gemäß Bild 6.29a eine Sättigung der Ver- und Entfestigung vor. Dies wird sowohl von der metallographischen Schädigungsanalyse aus Abschnitt 6.4.1 als auch von der hier vorgenommenen Schädigungsquantifizierung widerlegt. Weiterhin zeigen beide Methoden eine Zunahme der kritischen Schädigung mit steigender Temperatur, wobei sich der Temperatureinfluss bei der Spannungsmethode stärker ausprägt. Dies liegt vor allem an dem Mechanismuswechsel von Ver- auf Entfestigung, weshalb bei Verfestigung und somit bei geringen Temperaturen, geringere Schädigungen gemessen werden. Außerdem bewerten beide Methoden den Einfluss der Dehnschwingbreite unterschiedlich. Die Messung des Steifigkeitsabfalls ergab eine Abnahme der Schädigung mit sinkender Dehnschwingbreite (**Bild 7.9a**), die Messung des Spannungsabfalls liefert ein umgekehrtes Bild (**Bild 7.9b**). Die Abnahme der Schädigung mit geringerer Dehnschwingbreite lässt sich bei der

Steifigkeitsabfallmethode mit den Erkenntnissen aus dem Bruchverhalten der Leichtmetalllegierung erklären (Abschnitt 6.4.1). Demnach hängt die Schädigung von der Beanspruchungshöhe ab und es brechen bei hohen Dehnschwingbreiten deutlich mehr spröde Siliziumpartikel und intermetallische Phasen als bei geringen Dehnschwingbreiten, was sich im Steifigkeitsabfall bemerkbar macht. Die nach der Spannungsabfallmethode bestimmte Abnahme der kritischen Schädigung mit zunehmender Dehnschwingbreite ist nicht auf Schädigung zurückzuführen, sondern wird von einem zweiten Effekt dominiert. Dabei handelt es sich um die Entfestigung des Werkstoffs, die wiederum deutlich von der zeit- und temperaturabhängigen Alterung des AlSi7MgCu0,5 T6 abhängt. Während der Alterung verlieren die Ausscheidungsphasen ihre Kohärenz mit der Aluminium-Matrix, weshalb die Legierung ihre Festigkeit verliert. Durch die längere Temperaturbeanspruchung (Faktor 4) bei den niedrigen Dehnschwingbreiten im Vergleich zu den hohen Dehnschwingbreiten wird dieser zeitabhängige Effekt im Spannungsabfall mitberücksichtigt.

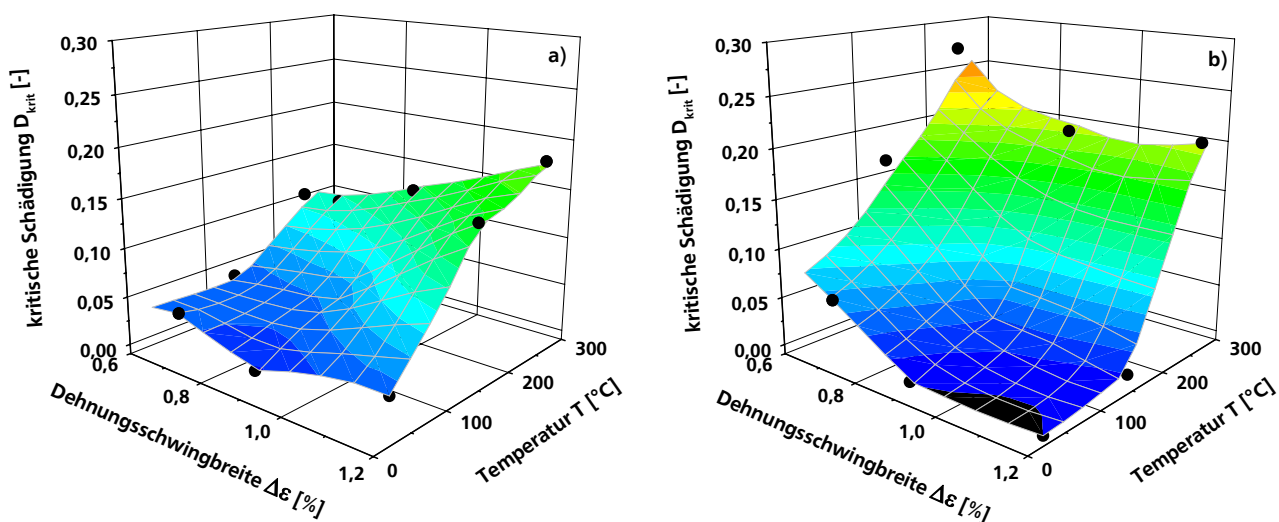


Bild 7.9: Kritische Schädigung bei Wechselbeanspruchung in Abhängigkeit der thermischen und mechanischen Beanspruchung bei $N/N_{A5} = 1$ mittels Bestimmung des Steifigkeitsabfalls (a) und des Spannungsabfalls (b) für den Werkstoff AlSi7MgCu0,5 T6.

7.4.2 Schädigungsquantifizierung bei statischer, zeitabhängiger Kriechbelastung

Die kritische Kriechschädigung wird anhand des Härteabfalls unter statischer, zeitabhängiger Kriechbeanspruchung bestimmt. Die Berechnung der Schädigung erfolgt nach Gl. 3.60, wobei die Mikrohärtigkeit HV 0,025 als Festigkeitsmaß herangezogen wird. Die kritische Schädigung ergibt sich demnach durch den Härtewert im Prüfquerschnitt nach Versuchsende und dem Härtewert des ungeschädigten Materials. Der Härtewert des ungeschädigten Materials ($D = 0$) wird anhand einer temperaturabhängigen Regression mittels einer Potenzfunktion des Mikrohärtigkeit-Zeitverlaufs bei $t = 1$ h bestimmt.

Die kritische Schädigung nimmt unter statischer, zeitabhängiger Kriechbeanspruchung einerseits mit steigender Temperatur und andererseits mit abnehmender Kriechspannung zu (Tabelle 7.2). In beiden Fällen spielt die Entfestigung des Werkstoffes infolge der Ausscheidungssequenz eine entscheidende Rolle. Die Entfestigung der Zylinderkopfflegierung wird sowohl mit steigender Temperatur als auch mit der abnehmenden Kriechspannung (aufgrund der zunehmenden Beanspruchungsdauer) größer, was sich im Härteverlust und somit auch in der zunehmenden akkumulierten Schädigung niederschlägt.

Tabelle 7.2: Kritische Schädigung bei Kriechbeanspruchung in Abhängigkeit der Kriechspannung und der Temperatur anhand des Härteabfalls für den Werkstoff AlSi7MgCu0,5 T6.

Temperatur T [°C]	Kriechspannung σ_0 [MPa]	Bruchzeit t_u [h]	Mikrohärte* [HV 0,025]	kritische Schädigung D_{krit} [-]
140	175	5641	90	0,092
	185	1398	88	0,112
	200	800	93	0,062
	210	268	95	0,041
	220	67	94	0,051
	230	19,6	95	0,041
		1	99	(D = 0)
250	45	1146	50	0,375
	60	307	54	0,325
	75	69	61	0,238
	85	25	67	0,163
		1	80	(D = 0)

*gemittelt aus mind. 3 Messungen je Probe

7.5 Nachrechnung eines betriebsähnlichen Bauteils

Die Nachrechnung erfolgte an einem generischen Bauteil, welches von der Hochschule für Angewandte Wissenschaften (HAW) entwickelt und von Nemak hergestellt wurde. Die experimentellen Untersuchungen fanden unter zyklischer Zugschwellbeanspruchung ($R=0,05$) bei 140 °C statt. Diese Bauteilprobe hatte spezielle geometrische und mikrostrukturelle Eigenschaften, die für das reale Bauteil charakteristisch sind. Dazu zählen:

- Mehrachsigkeit durch Kerben \Rightarrow Bauteilprobe hat eine Bohrung in der Probenmitte.
- praxisrelevanter Gefügestand der höchst belasteten Stelle \Rightarrow Gefügestruktur entsprechend des Brennraumbereichs ($15 \mu\text{m} < \text{sDAS} < 25 \mu\text{m}$).

- geometriebedingte Massenanhäufung, die aufgrund langsamer Abkühlgeschwindigkeit zu interdendritischer Porosität führt \Rightarrow Poröse Bereiche vor bzw. nach der Bohrung in der Probenmitte.
- Geometrie der Bauteilprobe ist strukturoptimiert (elastisch-plastisch) mit dem Ziel der Massenreduktion \Rightarrow Spannungsmaxima sind bei Porenfreiheit im Bohrungsbereich in der Probenmitte und im dünnsten Bereich des Steges.

Die Nachrechnung erfolgte mit dem Chaboche-Modell mit einem porenfreien FE-Modell. Als Vergleich diente eine experimentelle Untersuchung mit einer porenarmen Probe (Probe 106, Tabelle 8.1). Somit waren keine ungewünschten Einflüsse durch eine zusätzliche Initialschädigung aufgrund der Porosität gegeben. Der Vergleich des Modells mit dem Experiment wurde an dem Abgriffspunkt des Seitenextensometers durchgeführt (**Bild 7.10**). Zusätzlich erfolgte die Auswertung der berechneten Schädigung und der Vergleichsspannung nach von Mises des Chaboche-Modells im Bohrungsbereich.

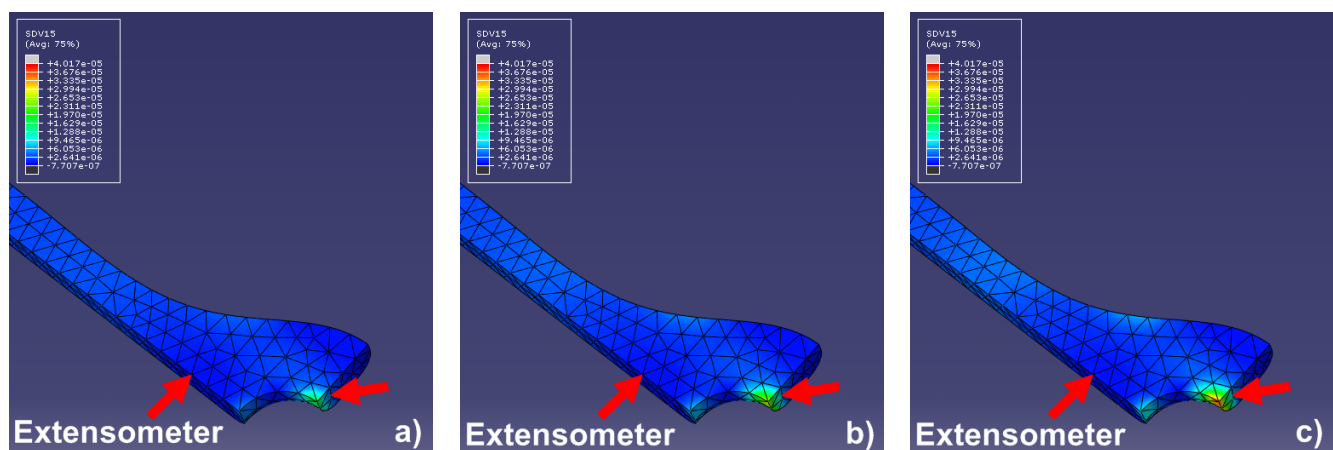


Bild 7.10: Evolution des Schädigungsparameters D für N = 1 (a), N = 2 (b) und N = 3 (c).

Die Nachrechnungen von sechs Zyklen sind für beide Stellen in **Bild 7.11** dargestellt. Es wird deutlich, dass das Chaboche-Modell das Werkstoffverhalten des zyklischen Kriechens (Ratcheting) überbewertet (**Bild 7.11a**). Dementsprechend baut sich in jedem Zyklus plastische Dehnung auf und die Hystereseschleifen wandern auf der Dehnungsachse, wobei das Ratcheting mit zunehmender Zyklenanzahl abnimmt. Weiterhin werden, wie bei der Nachrechnung der uniaxialen Experimente (vgl. Bild 7.6c), die Abweichungen des Verformungsverhaltens unter zyklischer Beanspruchung bei 140 °C des Chaboche-Modells sichtbar. Daher gibt es bei der Modellrechnung im Bereich mittlerer Spannungen ($100 \text{ MPa} < \sigma < 180 \text{ MPa}$) zu große Verformungen und die Modellrechnung liegt auf der Dehnungsachse rechts von den experimentell ermittelten Werten (Bild 7.11b). Ferner gibt es im Bereich hoher Spannungen ($\sigma < 180 \text{ MPa}$) eine zu starke Verfestigung, weshalb die Hystereseschleife durch das Chaboche-Modell eine größere Maximalspannung im

eindimensionalen Experiment erreicht. Die unterschiedliche Form der Hystereseschleifen des Steg- und des Bohrungsbereiches ergeben sich durch den mehrachsigen Spannungszustand im Bereich der Bohrung. Aufgrund der höheren Maximalspannungen im Bohrungsbereich ist die Schädigungsevolution des Chaboche-Modells im Bohrungsbereich ebenfalls maximal, was sich mit den experimentellen Erkenntnissen deckt.

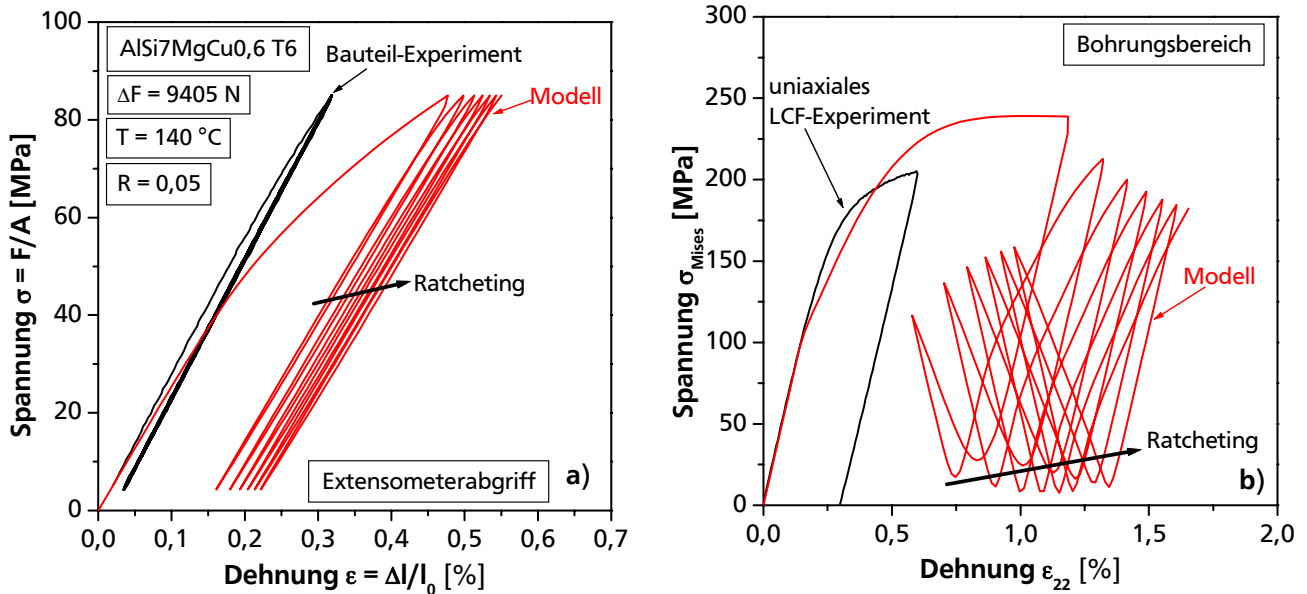


Bild 7.11: Nachrechnung der Bauteilprobe 106 an der Stelle des Seitenextensometers (a) und im Bohrungsbereich (b) für 140 °C.

7.6 Nachrechnung von betriebsähnlichen Beanspruchungen

Ein weiterer Schritt zur Validierung des konstitutiven Chaboche-Modells ist die Nachrechnung von betriebsähnlichen Beanspruchungen. Dazu wurden sowohl die isothermen LCF-Versuche aus Abschnitt 6.4, als auch ein anisothermer LCF-Versuch aus der Literatur nachgerechnet. Der anisotherme LCF-Versuch wurde aus [BeDa2007] für eine vergleichbare AlSi7Mg T6-Gusslegierung entnommen.

Bei der Versuchsdurchführung des anisothermen LCF-Versuchs in [BeDa2007] wurde von einer vollständigen Dehnungsbehinderung ausgegangen, weshalb die thermische Dehnung ϵ_{th} der negativen mechanischen Dehnung ϵ_{me} entspricht (Gl. 7.1).

$$\epsilon_{th} = -\epsilon_{me} \quad (7.1)$$

Die weiteren Versuchsparmeter und ein schematischer Verlauf der Temperatur, der mechanischen und der thermischen Dehnung sind in **Tabelle 7.3** bzw. **Bild 7.12** dargestellt.

Die Nachrechnung der isothermen Versuche erfolgte mit den kritischen Schädigungswerten D_{krit} aus der Spannungsabfallmethode (Tabelle 7.1), da diese Methode ebenfalls für die Bestimmung des Schädigungsparameters A_a verwendet wurde (vgl. Bild 7.3c). Für die Bestimmung des kritischen Schädigungswertes des anisothermen LCF-Versuchs wurde eine

äquivalente Temperatur nach Gl. 7.2 berechnet.

$$T_{\ddot{a}q} = 0,75 \cdot T_{\max} + 0,25 \cdot T_{\min} \quad (7.2)$$

Die Gewichtung der Temperaturen ergibt sich aus der anteiligen Wirkungsdauer der Maximaltemperatur T_{\max} , die aufgrund der Haltezeit t_h von 120 s genau 0,75 beträgt. Mit dieser Annahme ergibt sich ein D_{krit} von 0,226.

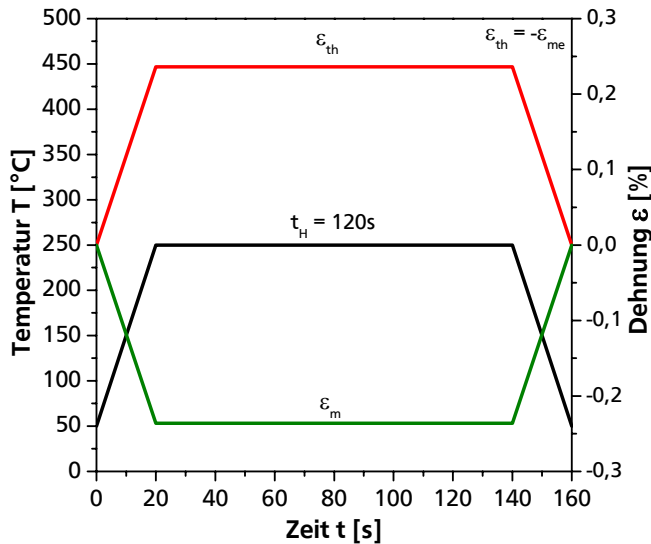


Bild 7.12: Schematischer Verlauf der Temperatur, der mechanischen und der thermischen Dehnung des anisothermen LCF-Versuchs aus [BeDa2007].

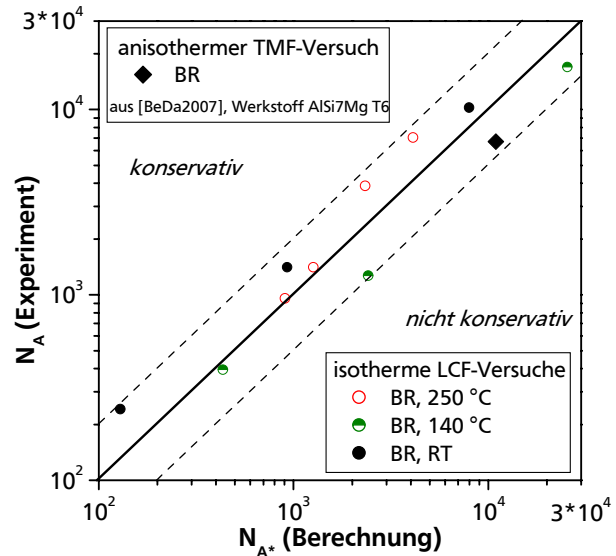


Bild 7.13: Nachrechnung der betriebsähnlichen Versuche mit dem Chaboche-Modell.

Die Nachrechnung der betriebsähnlichen Versuche mit dem Chaboche-Modell ist in **Bild 7.13** gezeigt. Dabei wurde die experimentell ermittelte Lebensdauer N_A über der berechneten Lebensdauer N_{A^*} aufgetragen. Somit entspricht die 45°-Linie in diesem Diagramm einer exakten Nachrechnung der Experimente mit dem Chaboche-Modell. Weiterhin sind die Werte links von der 45°-Linie als konservative und rechts davon als nicht konservative Modellvorhersage der Lebensdauer zu sehen. Die Nachrechnung aller betriebsähnlichen Versuche mit dem Chaboche-Modell liegt demnach innerhalb eines Streubandes mit dem Faktor 2.

Tabelle 7.3: Versuchsparameter des anisothermen LCF-Versuchs aus [BeDa2007].

Versuchsparameter	
min. Temperatur	$T_{\min} = 50 \text{ °C}$
max. Temperatur	$T_{\max} = 250 \text{ °C}$
Aufheiz-/Abkühlgeschwindigkeit	$\dot{T} = 10 \text{ °K/s}$
Haltezeit	$t_h = 120 \text{ s}$
Dehnungsamplitude	$\Delta\varepsilon = 0,236 \text{ %}$

Fazit „Konstitutive Materialmodellierung“

Die konstitutive Werkstoffbeschreibung anhand des elastisch-viskoplastischen Chaboche-Modells erfolgte anhand eines Ansatzes mit nur einer Fließfläche nach [ReVe2003, ReTh2003, SaKo2007, SaSe2006, SiZu2007, BeFo2010, BeVe2010]. Dabei blieben die isotrope Verfestigung und damit auch deren statische und dynamische Erholungsterme unberücksichtigt und die Ver- bzw. Entfestigungseffekte bei zyklischer Belastung wurden stattdessen mit der $B(s)$ -Funktion aus [SiZu2007] abgebildet. Die Schädigungsevolution erfolgte durch eine isotrope Schädigung unter Annahme der Energieäquivalenz. Dazu wurde eine skalare Schädigungsgröße benutzt, womit in der industriellen Anwendung eine gleichzeitige Verformungs- und Schädigungsanalyse des Bauteils erfolgen kann. Die Evolution der Schädigungsgröße wurde durch lineare Schadensakkumulation der Kriech- und Ermüdungsschädigung beschrieben. Die Modellparameter wurden anhand der Methode der Künstlichen Neuronalen Netze identifiziert. Dies fand computergestützt durch eine Matlab-Routine statt, die in [SaKo2007] entwickelt und in [BeFo2010] weiterentwickelt wurde. Die Modellparameter wurden für den BR-Gefügezustand bei drei Anwendungstemperaturen (RT, 140 °C und 250 °C) identifiziert, so dass die Materialparameter stetige Verläufe in Abhängigkeit der Temperatur aufweisen.

Die Nachrechnung der uniaxialen Experimente zeigte bis auf die Abbildung des Kriechverhaltens bei 140 °C zufriedenstellende Ergebnisse. Das Kriechverhalten bei 140 °C konnte aufgrund der hohen Spannungen bezogen auf die 0,2 %-Dehngrenze und den daraus resultierenden hohen inelastischen Anfangs- und Primärkriechdehnungen mit dem verwendeten Materialmodell nicht zutreffend nachgebildet werden. Dies ist nur durch eine Erweiterung des konstitutiven Materialmodells um zusätzliche Fließflächen möglich, was jedoch mit einer höheren Anzahl an Modellparametern und einem größeren Aufwand für die Parameteridentifizierung verbunden ist. Außerdem wurde sichtbar, dass das vorhandene Chaboche-Modell bei mehrachsiger Ermüdungsbeanspruchung eines betriebsähnlichen, generischen Bauteils das zyklische Kriechen überbewertet. Trotzdem waren qualitative Aussagen über das Verformungs- und Schädigungsverhalten möglich. Die Nachrechnung von betriebsähnlichen isothermen und anisothermen LCF-Beanspruchungen ist mit dem verwendeten Chaboche-Modell mit dem Faktor zwei möglich.

Die experimentelle Bestimmung der kritischen Schädigung liefert eine komplexe Abhängigkeit der Schädigung von der mechanischen und vor allem der thermischen Beanspruchung, wodurch die Notwendigkeit nach einer beanspruchungsabhängigen kritischen Werkstoffschädigung aufgedeckt wurde. Des Weiteren lieferten die verschiedenen Methoden zur Schädigungsbestimmung unterschiedliche Ergebnisse. Die Ursachen liegen hierfür in den verschiedenen, technischen Messgrößen der beiden Verfahren. Somit erfasst der Steifigkeitsabfall nur die Schädigungseffekte und der Spannungsabfall die zusätzlich wirkende Entfestigung.

8.1 Virtuelle Bauteilentwicklung am Beispiel des Zylinderkopfes

Das Ziel der virtuellen Bauteilentwicklung ist es, den Herstellungsprozess, die sich daraus ergebende Mikrostruktur, die lokalen Werkstoffeigenschaften bis hin zur Verformungs- und Lebensdauerberechnung von Bauteilen abzubilden (**Bild 8.1**). Mit diesem Ansatz ist es möglich, eine Gesamtoptimierung von Strukturbauteilen, wie sie in Bild 1.2 gezeigt wurde, durchzuführen.

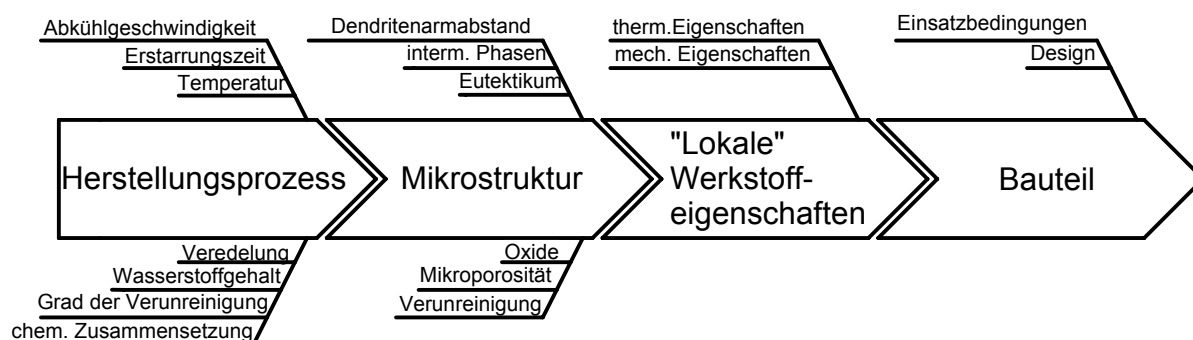


Bild 8.1: Prozesskette der virtuellen Bauteilentwicklung am Beispiel eines Zylinderkopfes eines Hochleistungsmotors.

Für den Aufbau dieser Optimierungsschleife müssen die einzelnen Bausteine der Prozesskette zur Verfügung stehen bzw. die dazugehörigen Simulationsmodule auf die verwendete Leichtbaulegierung kalibriert werden. Der Herstellungsprozess wurde mit Hilfe der kommerziellen Software MagmaSoft® für Gießprozess-Simulationen [MAGMA] von Nemak und der HAW abgebildet. Für die Berechnung der Mikrostruktur in Form des Sekundärdendritenarmabstandes müssen die Modellparameter des dort implementierten Wachstumsgesetzes, was der Gl. 3.2 entspricht, auf die AlSi7MgCu0,5 T6-Gusslegierung angepasst werden. Dies geschieht anhand von metallographischen Auswertungen des sDAS von Original-Bauteilen (**Bild 8.2**). Zur metallographischen Analyse wurden original gegossene Zylinderköpfe in Querrichtung zersägt und an verschiedenen Stellen der sDAS durch das DLR bestimmt (**Bild 8.2a**). Nach der Kalibrierung des Wachstumsgesetzes stehen neben den lokalen Erstarrungszeiten der lokalen Gefügeparameter sDAS durch die Gieß- und Erstarrungssimulation zur Verfügung (**Bild 8.2b**). Die Berechnung der lokalen Gefügeparameter in Form des Sekundärdendritenarmabstandes bildet die Schnittstelle zu dem Simulationsmodul für die lokalen Werkstoffeigenschaften.

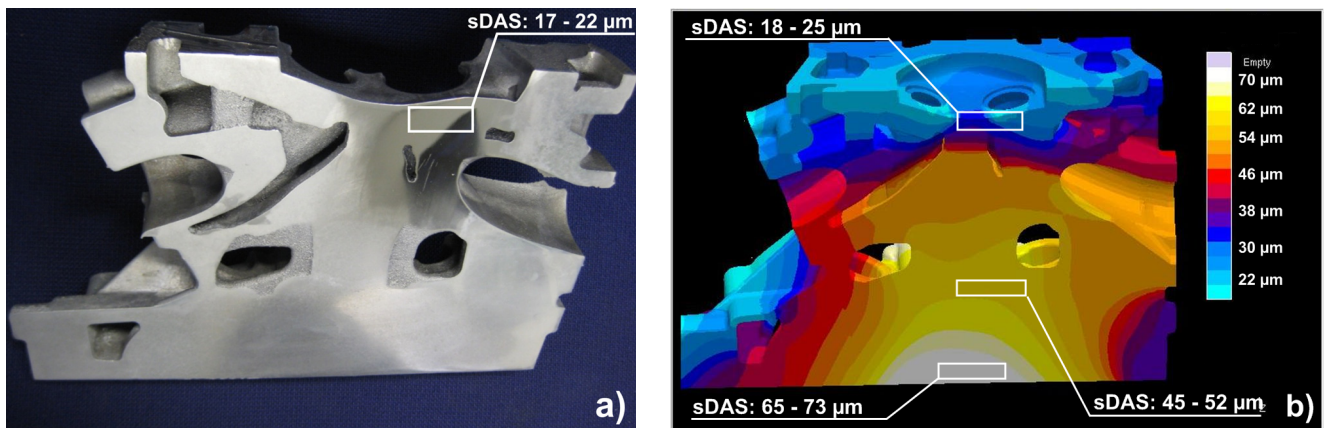


Bild 8.2: Kalibrierung des Wachstumsgesetzes für den Sekundärdendritenarmabstand anhand von metallographischen Analysen von Original-Bauteilen (a) für die Gieß- und Erstarrungssimulation (b) [DLR, Nemak].

Die Simulation der lokalen Werkstoffeigenschaften erfolgte anhand der in dieser Arbeit aufgestellten Werkstoffgesetze für Verformung und Schädigung aus Kapitel 6 und 7. Im Folgenden wird die virtuelle Bauteilentwicklung am Beispiel der phänomenologischen Werkstoffgesetze des quasistatischen Kurzzeitverhaltens vorgestellt. Die Verknüpfung zwischen den Simulationsmodulen der Mikrostruktur und der lokalen Werkstoffeigenschaften wurde von Nemak über sogenannte User-Result-Funktionen in MagmaSoft durchgeführt, welche die Polynomfunktion der Response Surface für die verschiedenen quasistatischen Kurzzeitkennwerte aus Tabelle A 8 beinhaltet (**Bild 8.3**). Sie sind im gesamten Gefüge- und Temperaturbereich gültig, weshalb sie für die virtuelle Bauteilentwicklung besser geeignet sind als Verformungs- und Lebensdauer kennlinien für diskrete Mikrostruktur- und Belastungszustände in Form von Fließkurven, Dehnungswöhler- oder Zeitstandfestigkeitskennlinien.

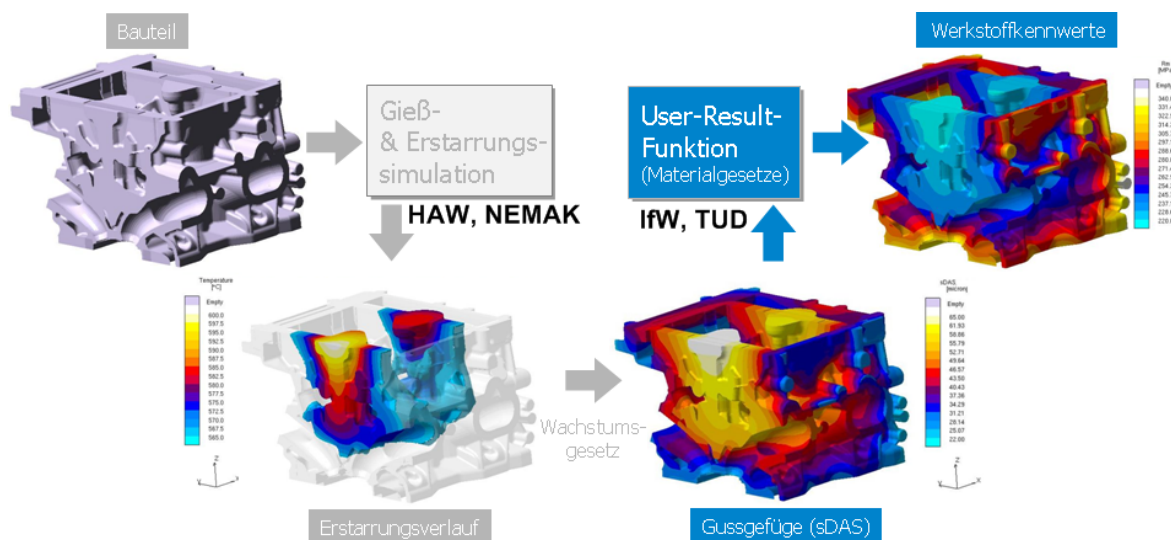


Bild 8.3: Methodisches Vorgehen bei der virtuellen Bauteilentwicklung mit Hilfe einer erweiterten Gieß- und Erstarrungssimulation für die Erzeugung von lokalen Werkstoffkennwerten [WaEn2010].

Exemplarische Ergebnisse für die virtuelle Bauteilentwicklung anhand des in Bild 8.3 dargestellten Vorgehens sind in **Bild 8.4** für die quasistatischen Kurzzeiteigenschaften in Form der 0,2 %-Dehngrenzen bei RT (**Bild 8.4a**), der Zugfestigkeit bei RT (**Bild 8.4b**) und dem E-Modul bei 150 °C (**Bild 8.4c**) und 250 °C (**Bild 8.4d**) dargestellt.

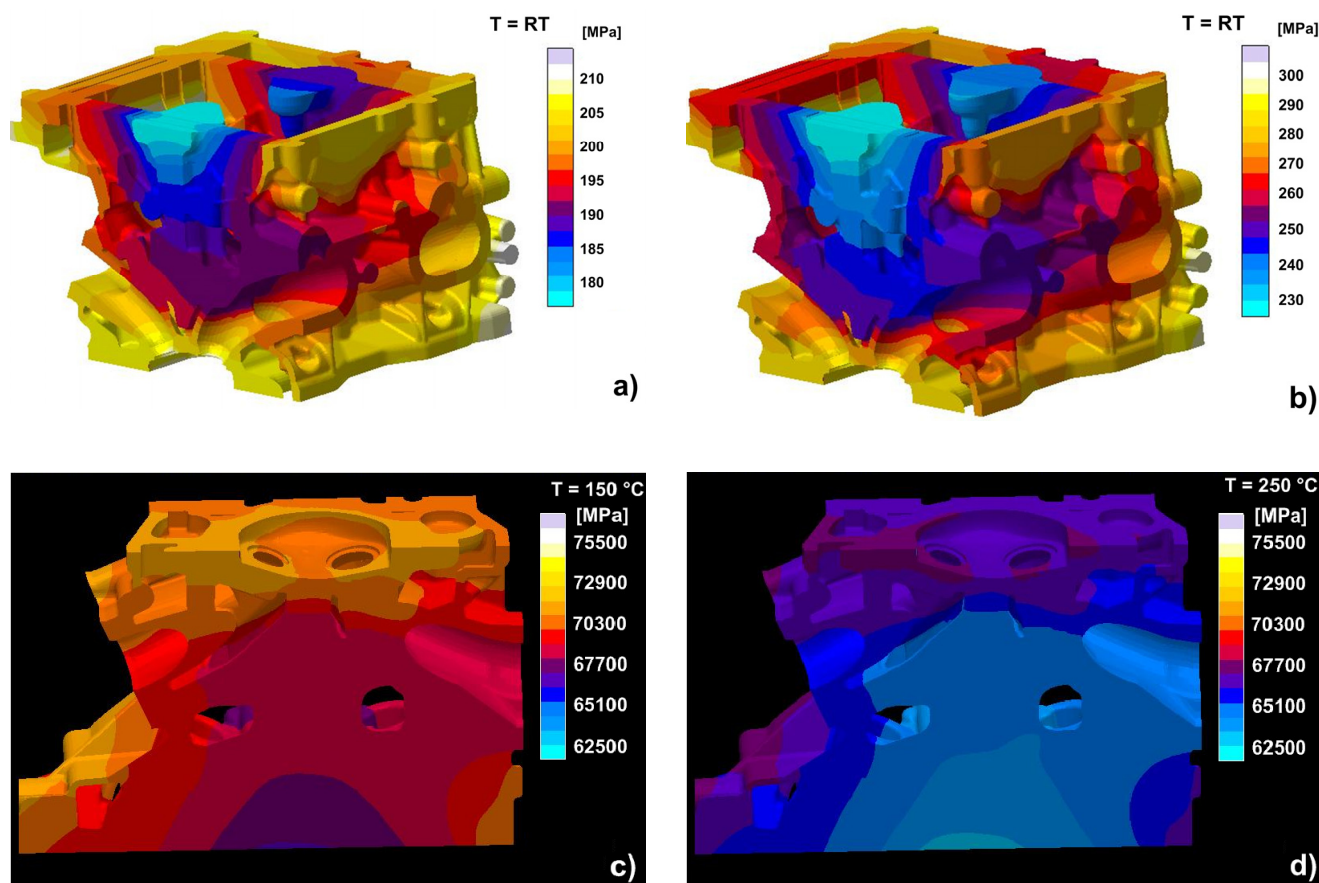


Bild 8.4: Erweiterung der vorhandenen Gieß- und Erstarrungssimulation von MagmaSoft® durch User-Result-Funktionen für die Vorhersage von lokalen Werkstoffkennwerten am Beispiel der 0,2 %-Dehngrenze $R_{p0,2}$ bei RT (a), der Zugfestigkeit R_m bei RT (b) und dem E-Modul E bei 150 °C (c) und 250 °C (d) [WaEn2010].

8.2 Virtuelle Bauteilentwicklung am Beispiel bauteilnaher Proben

Das Ziel der virtuellen Bauteilentwicklung ist die optimale Ausnutzung des Werkstoffs unter Berücksichtigung der Bauteilgestaltung, des Herstellungsprozesses und den damit verbundenen lokalen Werkstoffeigenschaften. Die lokalen Werkstoffeigenschaften hängen u.a. von den Herstellungsfehlern, wie Porositäten ab. Beispielhaft wird der Einfluss der herstellungsbedingten Porositäten auf die Ermüdungslebensdauer anhand der generischen Bauteilprobe aus Abschnitt 7.5 gezeigt.

Dazu wurde die Bauteilprobe mit unterschiedlichen Gießbedingungen durch Nemak abgegossen. Es wurde sowohl die Schmelz- als auch die Kokillentemperatur zwischen den

einzelnen Abgüssen variiert, um unterschiedliche Gefüge bezüglich der Größe und Verteilung der Porosität zu erhalten (**Tabelle 8.1**). Die unterschiedlich porösen Bauteilproben wurden anhand von 2D-CT-Bildanalysen in zwei Porositätsklassen (gering und hoch) eingeteilt und unter zyklischer Ermüdung im Zug-Schwellbereich ($R = 0,05$) getestet und fraktographisch untersucht. Die Versuche wurden bei 140 °C durchgeführt, um den Porositätseinfluss aufgrund der höheren Kerbempfindlichkeit bei niedrigen Temperaturen zu verstärken.

Tabelle 8.1: Versuchsmatrix der untersuchten Bauteilproben mit den unterschiedlichen Gießparametern und den Versuchsergebnissen.

Proben-Nr.	Gießparameter		Beanspruchungsparameter		Laufzeit		Versagensort	Porosität qualitativ
	$T_{\text{Kokille}} [^{\circ}\text{C}]$	$T_{\text{Schmelze}} [^{\circ}\text{C}]$	$T [^{\circ}\text{C}]$	$F [\text{N}]$	$t [\text{h}]$	$N_B [-]$		
106	470/440	730	140	9900	77,6	19007	Bohrung	gering
110	334/337	725			22,6	5529	Bohrung	
118	290/290	725			10,3	2542	Steg	hoch
120	255/255	733			30,2	7385	Steg	

Die experimentellen Untersuchungen der vier Bauteilproben bestätigten den Einfluss der Porosität auf die Bauteillebensdauer. Geringe Porositäten im verjüngten Bereich der Stege haben nur geringe Auswirkungen auf die Lebensdauer und das Schädigungsverhalten der Bauteilproben. In diesem Fall (Probe 106 und 110, Tabelle 8.1) brechen die Proben im porenfreien Bohrungsbereich (**Bild 8.5**). Das Schädigungsverhalten der porenarmen Proben entspricht weiterhin einer typischen Ermüdungsschädigung mit einem ausgeprägten Schwingbruchbereich mit Rastlinien und Schwingungstreifen (**Bild 8.5c,f**). Weiterhin sind in der Bruchfläche keine Poren vorzufinden.

Sind die Stegbereiche der Probe jedoch stark porös (Probe 118 und 120, Tabelle 8.1), so verlagert sich der Ort der höchsten Belastung durch die Querschnittsreduzierung und die Kerbwirkung der Poren in die Stege und die Proben brechen dort (**Bild 8.6**). Die metallographischen Analysen bestätigen diesen Sachverhalt und lassen für die Proben mit Porenclustern im Steg sogar eine Korrelation des Porositätsgrades mit der Lebensdauer zu (**Bild 8.6c,f**). Demnach hat die Probe 120 eine dreifach längere Lebensdauer als die Probe 118, weil der Restquerschnitt dieser Probe dementsprechend größer und die Kerbwirkung der Poren geringer ist als bei der Probe 118.

Dieses Anwendungsbeispiel zeigt die Möglichkeiten der virtuellen Bauteilentwicklung durch eine gekoppelte Simulation der Werkstoffherstellung (Gieß- und Erstarrungssimulation), der

lokalen Werkstoffparameter im Bauteil (strukturmechanische Simulation) und der Lebensdauer im Einsatz. Dadurch lässt sich der Werkstoff unter Berücksichtigung der herstellungsbedingten Fehlstellen optimal ausnutzen, da sich die lokalen Werkstoffeigenschaften und die lokalen Fehlstellen im Werkstoff entscheidend auf die Bauteillebensdauer und das Bauteilversagen auswirken.

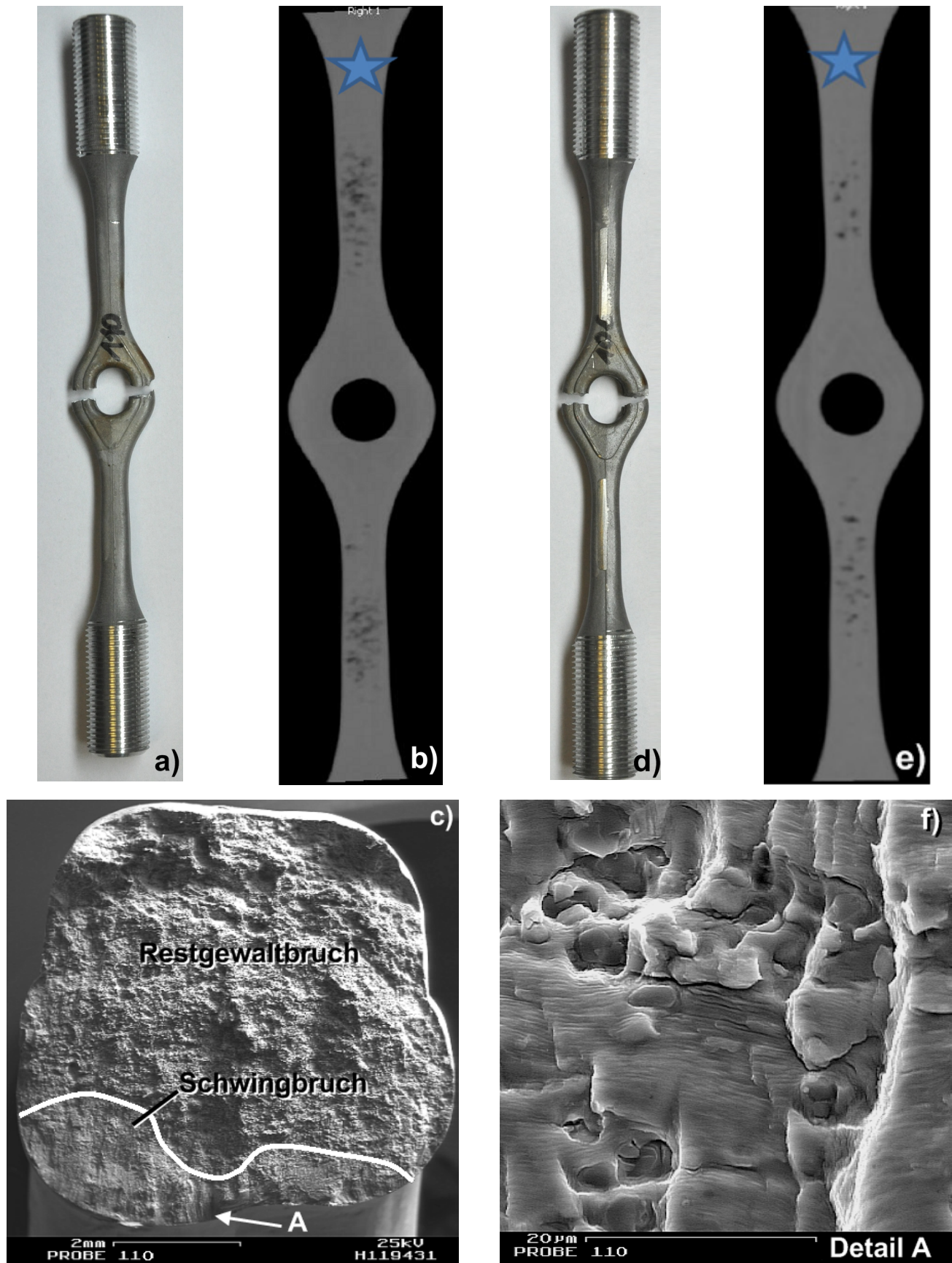


Bild 8.5: Darstellung der Bauteilprobe 110 im gebrochenen Zustand (a) mit dazugehöriger 2D-CT-Analyse (b) und der metallographischen Analyse der Bruchfläche (c,f) sowie die Darstellung der Bauteilprobe 106 im gebrochenen Zustand (d) mit dazugehöriger 2D-CT-Analyse (e).

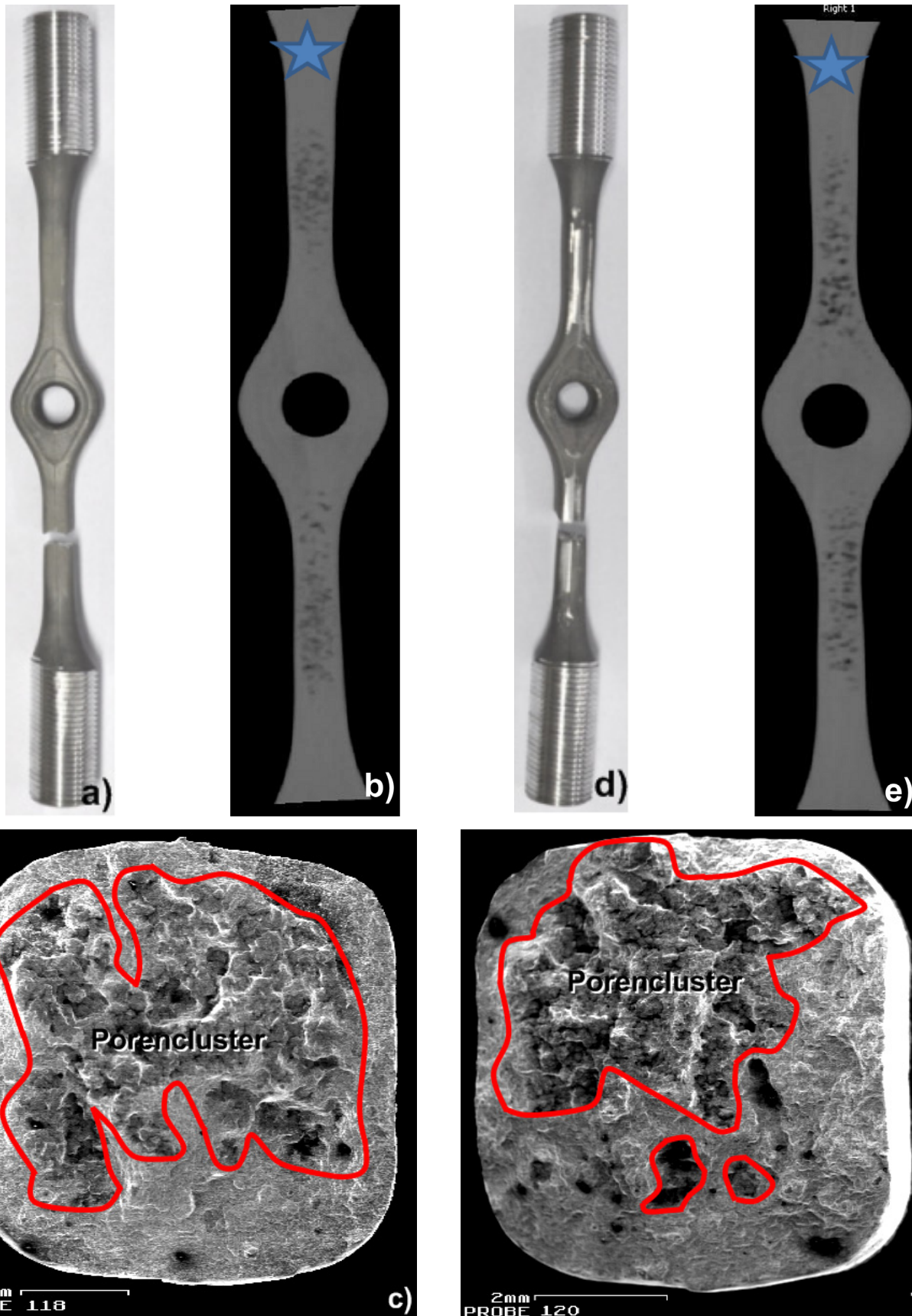


Bild 8.6: Darstellung der Bauteilprobe 118 im gebrochenen Zustand (a) mit dazugehöriger 2D-CT-Analyse (b) und der metallographischen Analyse der Bruchfläche (c) sowie die Darstellung der Bauteilprobe 120 im gebrochenen Zustand (d) mit dazugehöriger 2D-CT-Analyse (e) und Analyse der Bruchfläche (f).

Fazit „Virtuelle Bauteilentwicklung“

Das Ziel der virtuellen Bauteilentwicklung ist die Abbildung des Herstellungsprozesses, der sich daraus ergebenden Gefügebildung und den lokalen Werkstoffeigenschaften bis hin zur Verformungs- und Lebensdauerberechnung von Bauteilen. Damit ist es möglich, Strukturbauteile unter Berücksichtigung der herstellungsbedingten Fehlstellen im Werkstoff im Hinblick auf maximale Werkstoffausnutzung zu optimieren.

Die einzelnen Simulationsmodule der Prozesskette der virtuellen Bauteilentwicklung wurden für die AlSi7MgCu0,5 T6-Zylinderkopfflegierung kalibriert. Dazu wurde der Herstellungsprozess mit Hilfe der kommerziellen MagmaSoft® Software [MAGMA] verwendet und das dort implementierte Wachstumsgesetz durch die DLR und Nematik angepasst. Die damit berechneten lokalen Gefügeparameter sDAS bildeten die Schnittstelle zu den lokalen Werkstoffeigenschaften. Das Simulationsmodul für die lokalen Werkstoffeigenschaften beinhaltet die Werkstoffgesetze für Verformung und Lebensdauer aus den Kapiteln 6 und 7, die als User-Result-Funktionen in MagmaSoft von Nematik eingebunden wurden. Die virtuelle Bauteilentwicklung wurde beispielhaft für das quasistatische Kurzzeitverhalten des Zylinderkopfes vorgestellt.

Weiterhin wurde anhand von speziell abgegossenen Bauteilproben der Einfluss des Herstellungsprozesses mit den dazugehörigen Fehlstellen im Werkstoff auf das Bauteilverhalten unter zyklischer Ermüdungsbeanspruchung bei 140 °C untersucht. Es zeigte sich, dass der Versagensort und die Bauteillebensdauer entscheidend durch die Fehlstellen im Werkstoff, in diesem Fall die interdendritische Porosität, beeinflusst werden. Dieses Beispiel ist ein weiterer Beleg für den Nutzen der virtuellen Bauteilentwicklung bei der optimalen Werkstoffausnutzung von Bauteilen.

Die Bestimmung des Werkstoffverhaltens für hohe thermische und mechanische Beanspruchungen unter Berücksichtigung des Herstellungsprozesses setzte eine detaillierte Beschreibung des Gefügestandes voraus. Daher wurde der Werkstoff AlSi7MgCu0,5 T6 an 17 Positionen des Original-Zylinderkopfes untersucht, die sich in vier Gefügekassen (Brennraum (BR), Ölrücklauf (ÖR), Hauptölbohrung (HÖB) und Lagerstuhl (LS)) einteilen ließen. Dabei kamen metallographische Analyseverfahren zum Einsatz, welche die mesoskopischen Gefügebestandteile erfassten. Die mikrostrukturellen Gefügebestandteile, wie die Ausscheidungsphase, haben eine Größe von wenigen Nanometern und waren daher nur indirekt über die Mikrohärtigkeit nachweisbar. Neben der bekannten Abhängigkeit des Sekundärdendritenarmabstandes von der Abkühlgeschwindigkeit konnten weiterhin eine allgemeine Korrelation der untersuchten Gefügemerkmale im Zylinderkopf mit der Abkühlgeschwindigkeit nachgewiesen werden. Die Ausnahme bildete der HÖB-Gefügestand, der diesem Zusammenhang nicht folgt. Vor allem das vermehrte Auftreten der nadelförmigen intermetallischen Phasen im Bereich der Hauptölbohrung erfordert weitere grundlegende Untersuchungen bezüglich des Erstarrungsvorganges der verwendeten Leichtbaulegierung. Allerdings ist diese Gefügekasse aufgrund der geringen Belastungen während des Bauteilbetriebes weniger auslegungsrelevant.

Für die Bestimmung des Werkstoffverhaltens wurde eine experimentelle Datenbasis für quasistatisches Kurzzeit-, Kriech- und Ermüdungsverhalten erstellt. Bei der Versuchsplanung kam die konventionelle, vollfaktorielle sowie die moderne, raumfüllende Space-Filling Methode zum Einsatz. Die Eignung der raumfüllenden Versuchsplanungsmethode konnte anhand des quasistatischen Kurzzeitverhaltens nachgewiesen werden. Ferner wurde mit der Space-Filling Methode bei vergleichbarem Versuchsumfang ein Informationszugewinn gegenüber der konventionellen Methode festgestellt. Außerdem wurde durch die Space-Filling Methode aufgrund der gleichmäßigen, raumfüllenden Abdeckung des Versuchsraums der Alterungseinfluss der Ausscheidungsphasen auf das Kriechverhalten entdeckt, was durch die konventionelle Methode nicht möglich war.

Das quasistatische Kurzzeitverhalten wurde über Response Surfaces in Abhängigkeit der Temperatur und des sDAS bestimmt, wobei die Werkstoffkennwerte im Bereich von vergleichbaren AlSi7Mg-Legierungen liegen. Im Verformungs- und Bruchverhalten unter quasistatischer, zeitunabhängiger Belastung äußerte sich das komplexe Zusammenwirken der verschiedenen Gefügemerkmale, wie dem Resteutektikum und den intermetallischen Phasen. Das Werkstoffverhalten unter statischer, zeitabhängiger und zyklischer Beanspruchung der

AlSi7MgCu0,5 T6-Zylinderkopfflegierung stellte sich aufgrund der zeit- und temperaturabhängigen Ausscheidungsprozesse als komplex heraus. Dies zeigte sich zum einen in einer zusätzlichen zeit- und temperaturabhängigen Kriechverfestigung und zum anderen in einer Änderung des Wechselverformungsverhaltens bei zyklischer Beanspruchung von Ver- zu Entfestigung mit steigender Temperatur. Die Untersuchungen des Schädigungsverhaltens unter Wechselbeanspruchung bei erhöhter Temperatur ergaben ein Zusammenwirken von Schädigung und Entfestigung, die auf mikrostrukturelle Änderungen der Ausscheidungsphasen und der Versetzungsstruktur zurückzuführen sind. Ein genaueres Verständnis des komplexen zeitabhängigen Werkstoffverhaltens könnten metallographische TEM-Untersuchungen von abgebrochenen Versuchen liefern. Dabei sollten das Zusammenwirken der zeit- und temperaturabhängigen Ausscheidungsphasen mit den Verformungs- und Schädigungsmechanismen genauer untersucht werden.

Die konstitutive Materialbeschreibung erfolgte für die AlSi7MgCu0,5 T6-Legierung mit einem Materialmodell vom Typ Chaboche. Die Modellparameter wurden für RT, 140 °C und 250 °C für den BR-Gefügestand identifiziert, der im Bereich der höchsten Belastung im Bauteil vorherrscht. Die Nachrechnung der uniaxialen Experimente lieferte bis auf die Abbildung der hohen Kriechspannungen bei niedriger Temperatur mit hohen inelastischen Anfangs- und Primärkriechdehnungen zufriedenstellende Ergebnisse. Daher wird für die Modellierung der Verformungsmechanismen im gesamten Beanspruchungsbereich eine Erhöhung auf mehrere Fließflächen des Materialmodells empfohlen. Ferner läuft die Entfestigung bei dem vorliegenden Materialmodell einem Grenzwert entgegen. Die experimentell gewonnenen Erkenntnisse der Schädigungsmechanismen unter Wechselbeanspruchungen zeigten, dass der Werkstoff während der gesamten Lebensdauer entfestigt. Dementsprechend könnte die Gleichung der isotropen Rückspannung anstelle der $B(s)$ -Funktion für eine bessere Anpassung der zyklischen Ver- und Entfestigung ohne Sättigung verwendet werden. Experimentelle Schädigungsquantifizierungen unter zyklischer Ermüdungsbeanspruchung zeigten eine komplexe Abhängigkeit der Schädigung von der thermischen Beanspruchung. Somit ist die Definition einer festen kritischen Schädigungsgröße für die Lebensdauerberechnung des Zylinderkopfes mit dem Chaboche-Modell nicht ausreichend. Mit einer temperaturabhängigen kritischen Schädigungsgröße war die Lebensdauernachrechnung von betriebsähnlichen isothermen und anisothermen LCF- Beanspruchungen mit einem Faktor von zwei möglich. Für eine gesamtheitliche konstitutive Beschreibung des Zylinderkopfes sollten die Modellparameter für weitere Gefügekassen identifiziert werden.

Ausgehend von den Ergebnissen dieser Arbeit werden weitere Untersuchungen hinsichtlich der Wirkung von Haltezeiten, Vorauslagerung und thermomechanischer Ermüdung für die Charakterisierung der Schädigung und deren Modellierung empfohlen.

Im Hinblick auf die aktuellen umweltpolitischen Themen sind nachhaltige Entwicklungen in allen technologischen Bereichen unumgänglich. Bei der Weiterentwicklung von thermisch und mechanisch hoch belasteten Bauteilen existiert ein direkter Zusammenhang zwischen dem Produktions- und Herstellungsprozess, der Mikrostruktur des Bauteils und den daraus resultierenden lokalen Werkstoffeigenschaften. Somit kann das Bauteil und dessen Werkstoffeigenschaften unter dem Einfluss von Design, Herstellungsparametern und Einsatzbedingungen optimiert werden. In diesem Zusammenhang steht der Begriff der „virtuellen Bauteilentwicklung“ für die Vorstellung, die gesamte Prozesskette von der Herstellung bis zur Bewertung des Bauteils unter Betriebsbedingungen einer Simulation zuzuführen.

Das Ziel der Arbeit war die Entwicklung von Verformungs- und Lebensdauermodellen am Beispiel einer Aluminium-Silizium-Zylinderkopfflegierung (AlSi7MgCu0,5 T6). Dazu war das Werkstoffverhalten für hohe thermische und mechanische Beanspruchungen unter Berücksichtigung des Werkstoffzustandes aufgrund des Herstellungsprozesses zu beschreiben. Somit sollten für die Prozesskette der virtuellen Bauteilentwicklung die beiden Bausteine der Mikrostruktur und der lokalen Werkstoffeigenschaften behandelt und zur Verfügung gestellt werden. Die Grundlage bildete die Generierung einer experimentellen Datenbasis für bauteil-relevante Beanspruchungen. Durch den Einsatz von Versuchsplanungsmethoden sollten die kosten- und zeitintensiven Experimente verringert werden. Anhand von Experimenten an Laborproben und generischen Bauteilen waren die Schädigungsmechanismen zu untersuchen. Die Werkstoffbeschreibung der Zylinderkopfflegierung sollte mittels phänomenologischer und konstitutiver Werkstoffmodelle erfolgen.

Die Untersuchungen des Werkstoffes fanden an 17 Positionen von Original-Zylinderköpfen statt, die sich in vier übergeordnete Gefügekassen einteilen ließen (Brennraum (BR), Hauptölbohrung (HÖB), Lagerstuhl (LS) und Ölrücklauf (ÖR)). Die Zylinderköpfe verfügten entsprechend den Gieß- und Erstarrungsbedingungen über ein heterogenes Eigenschaftsfeld. Zur Bewertung der Streuungen wurde eine Homogenitätsuntersuchung auf Basis von Zugversuchen bei Raumtemperatur durchgeführt. Es zeigte sich, dass die Streuungen aufgrund des Herstellungsprozesses durchweg geringer waren als die systematischen Inhomogenitäten aufgrund der unterschiedlichen Erstarrungsbedingungen im Bauteil. Dadurch wirkten sich die statistischen Streuungen aus dem Produktionsprozess nicht als Störgröße für die Versuchsplanung aus, und es war möglich, verlässliche Aussagen über das Werkstoffverhalten in Abhängigkeit des Gefügezustandes zu erhalten.

Die Charakterisierung des Werkstoffverhaltens wurde unter Berücksichtigung des Herstellungszustandes an den vier repräsentativen Gefügeklassen qualitativ und quantitativ durchgeführt. Dabei wurden die Gefügemerkmale untersucht, die nach aktuellem Stand des Wissens das Werkstoffverhalten der Zylinderkopfflegierung beeinflussen. Die vier Gefügeklassen repräsentierten einen festen Gefügestand in Abhängigkeit des Sekundär-dendritenarmabstandes (sDAS), der Primär-, Sekundär- und Ausscheidungsphasen, der Mikroporosität und des Resteutektikums. Es wurde deutlich, dass diese Gefügebestandteile direkt mit der Abkühlgeschwindigkeit korrelieren und der sDAS als repräsentative, charakteristische Größe für die statistische Versuchsplanung verwendet werden kann. Einzige Ausnahme bildete der HÖB-Gefügestand, der diesem Zusammenhang nicht folgt. Allerdings ist diese Gefügekategorie aufgrund der geringen thermischen und mechanischen Belastungen während des Bauteilbetriebes weniger auslegungsrelevant.

Zur Erstellung der experimentellen Datenbasis für quasistatisches Kurzzeit-, statisches Kriech- und niederzyklisches Ermüdungsverhalten kamen für die Versuchsplanung sowohl die konventionelle, vollfaktorielle als auch die moderne, raumfüllende Optimal Symetric Latin Hypercube Methode (OSLH) zum Einsatz. Das quasistatische Kurzzeitverhalten wurde anhand von Response Surfaces (Eigenschaftsfeldern) in Abhängigkeit des sDAS und der Temperatur bestimmt. Dabei zeigte sich eine Festigkeitsabnahme der Legierung mit zunehmender Temperatur und größer werdendem sDAS. Weiterhin wurde eine Duktilitätsabnahme mit steigendem sDAS festgestellt, wobei die Gefügekategorie der Hauptölbohrung das Duktilitätsminimum darstellte. Darüber hinaus wurde die Zunahme des Verformungsvermögens mit steigender Temperatur deutlich. Das quasistatische Kurzzeitbruchverhalten stellte sich für alle untersuchten Temperaturen als duktil heraus, wobei vor allem die spröden Gefügebestandteile, wie Resteutektikum und intermetallische Phasen, das Bruchverhalten beeinflussen. Stichprobenartig wurde außerdem der Einfluss der T6-Wärmebehandlung und einer 500 h Auslagerung untersucht, wodurch zum einen die Wichtigkeit der Ausscheidungshärtung und zum anderen die Degradation der Kurzzeitkennwerte mit andauernder Hochtemperaturbelastung sichtbar wurden.

Die Untersuchung des Kriechverhaltens ergab, dass die Kriechbeanspruchung bei niedrigen Temperaturen von $\leq 140\text{ °C}$ für die Bauteillebensdauer eine untergeordnete Rolle spielt. Oberhalb von 140 °C hingegen wird das Bauteilverhalten entscheidend durch die Kriechbeanspruchung beeinflusst. Im Kriechverhalten äußerte sich weiterhin der zeit- und temperaturabhängige Alterungseinfluss, da sich die festigkeitsbestimmenden Ausscheidungsphasen von AlSi7MgCu0,5 umwandeln. Ein Einfluss der Gefügestruktur (sDAS) auf das

Kriechverhalten konnte nicht nachgewiesen werden. Das Zeitstandbruchverhalten ist temperaturabhängig, wobei sich bei 140 °C ein dehnratenunabhängiges, duktiles und bei 250 °C ein transkristallines Bruchverhalten offenbart.

Das zyklische Verformungsverhalten der Zylinderkopfflegierung hängt von dem sDAS und der Temperatur ab, wobei sich ähnliche Einflüsse wie im Kurzzeitverhalten äußerten. Ferner verfügt der Werkstoff AlSi7MgCu0,5 T6 über ein komplexes Temperatur-Zeitverhalten, wodurch er bei niedrigen Temperaturen ($T = RT, 140\text{ °C}$) verfestigend und bei hohen Temperaturen ($T = 250\text{ °C}$) entfestigend reagiert. Darüber hinaus ist die zyklische Lebensdauer der Leichtbaulegierung an die temperaturabhängigen Festigkeits- und Duktilitätswerte geknüpft, weshalb sich die Wöhlerlinien für unterschiedliche Temperaturen und Gefügekassen schneiden.

Für ein besseres Verständnis der Schädigungsmechanismen wurden unter zyklischen Beanspruchungen und für den sicheren Betrieb von Bauteilen metallographische Untersuchungen durchgeführt. Die dazu stattgefundenen Experimente entsprachen dem Bereich der höchsten thermischen und mechanischen Beanspruchungen bei 250 °C und einer Dehnschwingbreite von 1,2 %. Die metallographischen Untersuchungen nach unterschiedlichem Lebensdauerverbrauch zeigten, dass sich der Lastabfall im Werkstoff AlSi7MgCu0,5 T6 durch eine Schädigung in Form von Mikrorissen und einer Entfestigung aufgrund der Änderung der Ausscheidungsphasen und der Versetzungsstruktur bis Ende der Lebensdauer zusammensetzt. Im Anfangsbereich der Ermüdungsschädigung brechen oberflächennahe, eutektische Siliziumpartikel und intermetallische Phasen auf. Die Mikrorissinitiiierung findet erst ab 80 % der Anrisswechselzahl statt, wobei die Risse über die Aluminiummatrix zusammenwachsen. Die nachfolgende Makrorissausbreitung charakterisiert den letzten Bereich der Ermüdungslebensdauer.

Für die Erstellung der experimentellen Datenbasis stellte sich die raumfüllende OSLH-Versuchsplanungsmethode für die Ermittlung der mechanischen Zugversuchskennwerte als geeignet heraus. Dadurch konnte die verbesserte Beschreibung der Werkstoffeigenschaften bzw. ein höherer Informationsgehalt bei gleichbleibendem experimentellem Aufwand gegenüber den konventionellen Methoden erzielt werden. Durch die gleichmäßige Charakterisierung des Versuchsraums der raumfüllenden OSLH-Methode war es außerdem möglich, Werkstoffeffekte zu entdecken, die bei konventionellen, vollfaktoriellen Versuchsplänen nicht gefunden wurden. Beispielweise konnte der Alterungseinfluss der Legierung auf das Kriechverformungsverhalten nur anhand der OSLH-Versuchsmethode identifiziert werden. Abschließend zeigte sich im Zusammenwirken der Mikrostruktur und den daraus

resultierenden lokalen Gefügeparametern, dass für die Zylinderkopflebensdauer unter praxisrelevanten Beanspruchungen vor allem ein geringer sDAS und feine intermetallische Phasen von entscheidender Bedeutung sind. Daher muss der Herstellungsprozess des Zylinderkopfes an den höchst belasteten Stellen des Brennraumdachs ein geringen sDAS mit feinen intermetallischen Phasen bereitstellen, wobei noch geringere Sekundärdendriten-armabstände anzustreben sind. Die nadelförmigen intermetallischen Phasen sind für eine hohe Werkstoffausnutzung und lange Lebensdauer unbedingt zu vermeiden.

Weiterhin wurde mit den experimentellen Daten das konstitutive Chaboche-Modell auf die vorliegende Leichtmetalllegierung angewendet. Die Modellparameter wurden für den BR-Gefügezustand und für drei Temperaturen (RT, 140 °C und 250 °C) identifiziert, wobei die Materialparameter einen stetigen Verlauf in Abhängigkeit der Temperatur aufweisen. Die Nachrechnung der uniaxialen Experimente lieferte bis auf die Abbildung des Kriechverhaltens bei 140 °C bei hohen Kriechspannungen und daher hohen inelastischen Anfangsdehnungen und großen Kriechdehnungen im Primärkriechbereich zufriedenstellende Ergebnisse. Außerdem wurde mit dem verwendeten Chaboche-Modell das zyklische Kriechen bei mehrachsiger Belastung überbewertet. Eine Verbesserung ist nur durch eine Erweiterung des verwendeten Materialmodells auf mehrere Fließflächen zu erwarten. Ferner wurde ersichtlich, dass die ertragbare, kritische Schädigung einer deutlichen Abhängigkeit von der thermischen Belastung unterliegt. Mit einer temperaturabhängigen kritischen Schädigungsgröße war die Lebensdauernachrechnung von betriebsähnlichen isothermen und anisothermen LCF-Beanspruchungen mit einem Faktor von zwei möglich.

Abschließend wurden die aufgestellten Werkstoffgesetze als Modul der Verformungs- und Lebensdauersimulation im Rahmen der virtuellen Bauteilentwicklung exemplarisch erprobt. Die Schnittstelle zur Gieß- und Erstarrungssimulation war der sDAS. Dadurch war es möglich, eine durchgängige Vorhersage der lokalen Erstarrungszeiten, der lokalen Gefügeparameter (sDAS) und der lokalen Werkstoffeigenschaften zu verwirklichen. Dies wurde am Beispiel der quasistatischen Kurzzeiteigenschaften für den verwendeten Zylinderkopf durch den Zylinderkopfersteller Nemaak aufgezeigt. Weiterhin wurde anhand von speziell abgegossenen Bauteilproben der Einfluss des Herstellungsprozesses mit den dazugehörigen Fehlstellen im Werkstoff auf das Bauteilverhalten unter zyklischer Ermüdungsbeanspruchung bei 140 °C untersucht. Dabei zeigte sich, dass der Versagensort und die Bauteillebensdauer entscheidend durch die Fehlstellen im Werkstoff beeinflusst werden. Dies ist ein weiteres Beispiel für den Nutzen der virtuellen Bauteilentwicklung.

Bilderverzeichnis

Bild 1.1:	Anteil verschiedener Quellen an den CO ₂ -Emissionen in Deutschland im Jahre 2010 [DeLe2011].	1
Bild 1.2:	Optimierungsschleife der gesamten Prozesskette bestehend aus den einzelnen Modulen für thermisch und mechanisch hoch belastete Bauteile [OeEn2010].	2
Bild 3.1:	Schematische Darstellung eines Motors mit Querschnitt durch den Motorblock und Zylinderkopf (a) [Wiki2011] sowie ein endbearbeiteter Zylinderkopf mit Blick auf die Brennraumseite (b).....	6
Bild 3.2:	Allgemeines Phasendiagramm für das AlSi-Zweiphasensystem (a) mit dem Ausschnitt des technisch relevanten Bereichs für AlSi-Legierungen (b) [HaCo1958].	10
Bild 3.3:	Schematischer Aufbau eines dendritisch erstarrten Aluminiumgussgefüges mit Gusskorn, Primär- und Sekundärdendritenarmabständen (a) [OsAn2007] und metallographische Aufnahme von Dendriten einer AlCuAg-Legierung (b) [StEi2005].	13
Bild 3.4:	Schematische Darstellung der Gefügeparameter: l = Dendritenstammlänge, λ_1 = Primärdendritenarmabstand, λ_2 = Sekundärdendritenarmabstand, R_D = Dendritenspitzenradius [StEi2005].....	14
Bild 3.5:	Rasterelektronenmikroskopaufnahme der eutektischen Partikel von tiefeingeätzten Proben einer AlSi7-Legierung bei einer niedrigen Abkühlgeschwindigkeit ($sDAS = 50 \mu m$) (a) und einer hohen Abkühlgeschwindigkeit ($sDAS = 26 \mu m$) (b) [WaMi2003].	16
Bild 3.6:	Schematische Darstellung des allgemeinen Wärmebehandlungszykluses für aushärtbare Aluminiumlegierungen im Temperatur-Zeit-Diagramm (a) in Anlehnung an [OsAn2007] und im quasibinären Al-Mg ₂ Si-Zustandsdiagramm (b) [OsAn2007].....	18
Bild 3.7:	Schematisches Zustandsschaubild des Al-Mg ₂ Si-Systems mit den metastabilen Phasengebieten (a) und dem zugehörigen Zeit-Temperatur-Ausscheidungsdiagramm (b) [HuAl1997].	20
Bild 3.8:	Transmissionselektronenmikroskopaufnahmen einer AlSi7Mg-Legierung nach Auslagerung bei $T = 160 \text{ }^\circ\text{C}$ einschließlich der Härtewerte in Abhängigkeit der Ausscheidungssequenz: GP(I) Zonen (a), β'' - (b), β' - (c) und β -Phase (d) [ImAg2010].	21

Bild 3.9:	Mechanische Kennwerte einiger AlSi7Mg-Legierungen in Abhängigkeit der Temperatur: 0,2 %-Dehngrenze $R_{p0,2}$ (a), Zugfestigkeit R_m (b) und Bruchdehnung A_5 (c).	22
Bild 3.10:	Mechanische Kennwerte einiger AlSi7Mg-Legierungen in Abhängigkeit des sDAS: 0,2 %-Dehngrenze $R_{p0,2}$ (a), Zugfestigkeit R_m (b) und Bruchdehnung A_5 (c).....	23
Bild 3.11:	Verformungsmechanismuskarte für zeitabhängiges Verformungsverhalten [BüHa2006].	26
Bild 3.12:	Schematische Darstellung der Kriechkurve einschließlich der Schädigungsvorgänge (a) und des Verlaufs der Kriechgeschwindigkeit über der Dehnung (b) [BüHa2006].	28
Bild 3.13:	Schematische Kriech-Relaxationskurve mit den charakteristischen Unterteilungen in ε_f , ε_p und ε_{per} nach DIN EN ISO 204.....	30
Bild 3.14:	Zeitstandfestigkeiten für verschiedene Temperaturen (a) und schematische Darstellung der Meisterkurve mit Hilfe des Zeit-Temperatur-Parameters nach Larson-Miller (b) [ScHo2005].	31
Bild 3.15:	Schematische Darstellung einer Hystereseschleife mit den dazugehörigen Spannungs- und Dehnungsgrößen (a) [RaEr2007] sowie der schematische Verlauf der Wechselverformungskurven für zyklische Ver- und Entfestigung (b).	34
Bild 3.16:	Schematische Darstellung der zyklischen Fließkurve (a) [MoCy1965, DoMe1998] sowie die schematische Darstellung der Dehnungswöhlerlinie mit Unterteilung in die elastische und plastische Teilgerade nach Manson und Coffin (b) [MaBe1953, MaFa1965, CoAS1954].....	35
Bild 3.17:	Schematischer Verlauf der verschiedenen Evolutionsgleichungen der plastischen Bogenlängen in Abhängigkeit der viskosen Überspannungen im gesamten Spannungsbereich.	39
Bild 3.18:	Bildung der effektiven Spannungs- und Dehnungsgrößen für das fiktive Material unter Annahme der Energieäquivalenz zwischen realem und fiktivem Material unter mechanischer Beanspruchung [SiZu2007].	41
Bild 3.19:	Übersicht der Methoden der klassischen Versuchsplanung [ScOp2005].	47

Bild 3.20:	Grafische Darstellung von Space-Filling Versuchsplänen: Verteilung der Stützpunkte im Versuchsraum beim Latin Hypercube Design (worst case) (a) und Optimal Symmetric Latin Hypercube Design (Translational Propagation Algorithm) (b) [ViAn2009].	47
Bild 4.1:	Gussgefüge des AlSi7MgCu0,5 T6-Zylinderkopfwerkstoffes im Ausgangszustand.	51
Bild 4.2:	Schematische Zeichnung des Zylinderkopfes mit den unterschiedlichen Entnahmepositionen einschließlich der simulierten sDAS-Werte anhand einer Gieß- und Erstarrungssimulation [WaEn2010].	52
Bild 4.3:	Vergleich der konventionellen und der OSLH-Versuchsplanungsmethode am Beispiel des quasistatischen Kurzzeitverhaltens.	53
Bild 4.4:	Servohydraulische Einzelprüfmaschine für die Durchführung von quasistatischen Zugversuchen und zyklischen Dehnwechselversuchen (a) und gewichtsbelastete Einzelprüfmaschine für die Durchführung von Kriechversuchen (b).	54
Bild 4.5:	Dehnungsmessung mittels Seitenextensometer (a) und axial wirkendem Extensometer (b) sowie das Probendesign für zyklische LCF-Versuche (c) einschließlich elastischer ABAQUS Berechnung des Kerbfaktors (e) und Probendesign für die statischen Zug- und Kriechversuche (d).	56
Bild 5.1:	Exemplarische Darstellung der vier Gefügeklassen des Zylinderkopf-Gussgefüges aus AlSi7MgCu0,5 T6.	59
Bild 5.2:	Übersicht der Primär- und Sekundärphasen des Werkstoffes AlSi7MgCu0,5 T6 (a) mit Detailaufnahmen der einzelnen Phasen: π -Al ₈ Mg ₃ FeSi ₆ (b), α -Al ₁₅ (FeMn) ₃ Si ₂ (c), β -Al ₅ FeSi(+Cu) (d), Sr-reiche Phasen (e), π -Al ₈ Mg ₃ FeSi ₆ und AlSiFe (f) [DLR].	60
Bild 5.3:	Morphologie der primären und sekundären intermetallischen Phasen (helle Partikel) sowie des Resteutektikums (dunkle Partikel) exemplarisch für jede Gefügekategorie des Werkstoffes AlSi7MgCu0,5 T6.	62
Bild 5.4:	Verlauf der Mikrohärte in Folge der Auslagerung bei 160 °C zur Bestimmung der Ausscheidungsphasen der BR-Gefügekategorie des Werkstoffes AlSi7MgCu0,5.	62
Bild 5.5:	Porositätsbestimmung anhand von metallographischen Schliffanalysen exemplarisch für jede Gefügekategorie und eine CT-Analyse exemplarisch für die HÖB-Gefügekategorie des Werkstoffes AlSi7MgCu0,5 T6.	63

Bild 6.1:	Methodisches Vorgehen bei der Bestimmung der Bauteil- und Chargeninhomogenitäten (a) an vier Bauteilpositionen und drei Zylinderköpfen (b).....	68
Bild 6.2:	Response Surface mit quadratischer Ansatzfunktion für die 0,2 %-Dehngrenze $R_{p0,2}$ (a) und die Zugfestigkeit R_m (b) für den Werkstoff AlSi7MgCu0,5 T6.	71
Bild 6.3:	Response Surface für den Elastizitätsmodul E mit linearer Ansatzfunktion (a) und quadratischer Ansatzfunktion (b) für den Werkstoff AlSi7MgCu0,5 T6.	72
Bild 6.4:	Response Surfaces für die Bruchdehnung A_5 mit linearer (a) bzw. quadratischer Ansatzfunktion (c) und für die Brucheinschnürung Z mit linearer (b) bzw. quadratischer Ansatzfunktion (d) für den Werkstoff AlSi7MgCu0,5 T6.	73
Bild 6.5:	Bruchverhalten bei quasistatischer, zeitunabhängiger Beanspruchung in Abhängigkeit der Gefügekassen und der Temperatur: BR, RT (a,e), ÖR, RT (b), HÖB, RT (c,d) und HÖB, 250 °C (f).....	75
Bild 6.6:	Validierung der OSLH-Response Surfaces für die quasistatischen Kurzzeiteigenschaften von AlSi7MgCu0,5 T6 anhand der Validierungs- und Homogenitätsversuche.	77
Bild 6.7:	Methodisches Vorgehen zur Bestimmung des Einflusses der Stützstellenanzahl auf die Güte und Stabilität der Response Surface.....	79
Bild 6.8:	Einfluss der Versuchsanzahl auf die Güte und Stabilität der Response Surface am Beispiel der Zugfestigkeit R_m des Werkstoffes AlSi7MgCu0,5 T6.	80
Bild 6.9:	Einfluss der T6-Wärmebehandlung im Vergleich zum Ausgangszustand (as-cast) (a) und einer 500 h-Auslagerung bezogen auf den T6-Zustand (b) auf das quasistatische Kurzzeitverhalten des Werkstoffes AlSi7MgCu0,5 bei verschiedenen Temperaturen.	82
Bild 6.10:	Verformungsverhalten unter Kriechbeanspruchung in Form der Kriechkurven für 140 °C (a, c) und 250 °C (b, d) sowie die Zeitbruchverformungskennwerte für 140 °C (e) und 250 °C (f) für den Brennraum- und den Lagerstuhlgefügezustand des Werkstoffes AlSi7MgCu0,5 T6.....	83
Bild 6.11:	Darstellung des Primärkriechbereiches aufgrund der hohen Spannungen bezogen auf $R_{p0,2T}$ bei 140 °C für AlSi7MgCu0,5 T6.	84
Bild 6.12:	Beispielhafte Charakterisierung des primären, sekundären und tertiären Kriechbereichs im Verlauf der Kriechgeschwindigkeit (a) und in der Kriechkurve (b).	85

Bild 6.13:	Verlauf der Kriechgeschwindigkeit über der Kriechdehnung für das Brennraumgefüge des Werkstoffes AlSi7MgCu0,5 T6 für 140 °C (a) und für 250 °C (b).....	86
Bild 6.14:	Veränderung der Kriechkurve in Abhängigkeit der Temperatur und Spannung bei 185 °C und 130 MPa (a) und 255 °C und 45 MPa (b) sowie die dazugehörigen Verläufe der minimalen Kriechgeschwindigkeit über der Zeit (c,d).	87
Bild 6.15:	Schematische Kriechkurve mit einem zusätzlichen Verfestigungsbereich aufgrund der β'' -Phasenumwandlung der AlSi7MgCu0,5 T6 Legierung (a) in Abhängigkeit der Zeit- und Temperatur (b).	88
Bild 6.16:	Spannungsabhängigkeit der minimalen Kriechgeschwindigkeit des Werkstoffes AlSi7MgCu0,5 T6 nach dem Norton-Potenzgesetz (a) und der Zusammenhang zwischen der Bruchzeit und der minimalen Kriechgeschwindigkeit nach Monkman-Grant für alle Temperaturen und Gefügeklassen (b).	89
Bild 6.17:	Zeitstandfestigkeit des Werkstoffes AlSi7MgCu0,5 T6 für 140 °C und 250 °C einschließlich der Meisterkurven und der 95 %-Streubanduntergrenzen (a) sowie für anwendungsrelevante Temperaturen von 100 bis 300 °C (b).....	91
Bild 6.18:	Bruchverhalten bei statischer Kriechbeanspruchung bei 140 °C für hohe Spannungen (a,e) und niedrige Spannungen (c) sowie bei 250 °C für hohe Spannungen (b,f) und niedrige Spannungen (d) am Beispiel des BR-Gefüges.....	92
Bild 6.19:	Einfluss der Temperatur (a) und des sDAS (b) auf die stabilisierte Hystereseschleife von AlSi7MgCu0,5 T6.....	93
Bild 6.20:	Charakterisierung des Verformungsverhaltens von AlSi7MgCu0,5 T6 unter zyklischer Beanspruchung: zyklische Fließkurve in Abhängigkeit der Temperatur und des Sekundärdendritenarmabstandes (a) und Darstellung des gemittelten E-Moduls in Abhängigkeit der Temperatur (b).	94
Bild 6.21:	Wechselverformungskurven für verschiedene Temperaturen und zwei Gefügeklassen des Werkstoffes AlSi7MgCu0,5 T6 bei hohen (a) und niedrigen Dehnschwingbreiten (b).	95
Bild 6.22:	Dehnungswöhlerlinien des Werkstoffes AlSi7MgCu0,5 T6 bei verschiedenen Temperaturen für den Brennraumgefügezustand (a) und den Lagerstuhlgefügezustand (b) sowie die Abhängigkeit des Festigkeits- und des Verformungsvermögens von der Temperatur (c).	96

Bild 6.23:	Einfluss der Gefügeklasse auf die Ermüdungsfestigkeit des Werkstoffes AlSi7MgCu0,5 T6 bei 250 °C.	97
Bild 6.24:	Einfluss der Porosität und des Porositätsgrades P auf die Ermüdungsfestigkeit und die Ausbildung der Anrissstelle des Werkstoffes AlSi7MgCu0,5 T6 mit schematischen Darstellungen aus Gefügeaufnahmen.	98
Bild 6.25:	Einfluss der intermetallischen Phasen auf die Ermüdungsfestigkeit des Werkstoffes AlSi7MgCu0,5 T6 mit schematischer Darstellung aus Gefügeaufnahmen.	98
Bild 6.26:	Exemplarische Darstellung von gebrochenen intermetallischen Phasen im Werkstoffinneren (a) und in der Bruchfläche (b) des HÖB-Gefügezustandes unter Ermüdungsbeanspruchung bei 250 °C.	99
Bild 6.27:	Schematische Darstellung der Schädigung bei Wechselbeanspruchung des Werkstoffes AlSi7MgCu0,5 T6 repräsentiert durch die Anzahl der Oberflächenrisse (a), durch die Risslänge (b) und der daraus resultierenden effektiven Querschnittsfläche (c) in Abhängigkeit der normierten Lastwechselzahl.	100
Bild 6.28:	Schädigungsentwicklung bei Wechselbeanspruchung des Werkstoffes AlSi7MgCu0,5 T6 bei 250 °C für verschiedene Lebensdauerstadien bzw. normierte Lastwechselzahlen: 0,2 (a), 0,4 (b), 0,6 (c), 0,8 (d) und 1 (e,f).....	101
Bild 6.29:	Schematische Einteilung des Spannungsabfalls in Ver- bzw. Entfestigung und Schädigung in Anlehnung an [SiZu2007] (a) und eine angepasste Darstellung für den Zylinderkopfwerkstoff AlSi7MgCu0,5 T6 (b).....	102
Bild 7.1:	Methodisches Vorgehen bei der Parameteridentifizierung mit der Methode der Künstlichen Neuronalen Netze.	107
Bild 7.2:	Schematisches Vorgehen der Datenglättung als Vorbereitung für die Parameteridentifizierung der Chaboche-Modellparameter für das quasi-statische, zeitunabhängige Kurzzeitverhalten (a), das zyklische, zeitunabhängige Verformungsverhalten (b) und das statische, zeitabhängige Kriechverhalten (c).....	107
Bild 7.3:	Schematisches Vorgehen zur Unterteilung des Werkstoffverhaltens in Verformung und Verformung mit Schädigung zur vereinfachten Parameteridentifizierung bei Kriechbeanspruchung (a,b) und bei Ermüdungsbeanspruchung mit zyklischer Entfestigung(c,d).	108

Bild 7.4:	Methodische Arbeitsweise der Parameteridentifizierung mit Hilfe der Methode der Künstlichen Neuronalen Netze in Anlehnung an [SaKo2007].....	110
Bild 7.5:	Ergebnisse der Nachrechnung der Kriechverformung und -schädigung für die Temperatur 140 °C (a) und 250 °C (b), Kriechdaten mit Hilfe der Garofalo-Gleichung geglättet.	111
Bild 7.6:	Ergebnisse der Nachrechnung der Ermüdungsverformung und -schädigung für die Temperatur RT (a,b), 140 °C (c,d) und 250 °C (e,f).....	112
Bild 7.7:	Schädigungsbestimmung bei zyklischer Beanspruchung ermittelt aus dem Steifigkeitsabfall im Zugbereich der Hystereseschleife bei 140 °C (a) und 250 °C (b).	113
Bild 7.8:	Schädigungsbestimmung bei zyklischer Beanspruchung ermittelt aus dem Spannungsabfall der halbierten Spannungsschwingbreite bei 140 °C (a) und 250 °C (b).	115
Bild 7.9:	Kritische Schädigung bei Wechselbeanspruchung in Abhängigkeit der thermischen und mechanischen Beanspruchung bei $N/N_{A5} = 1$ mittels Bestimmung des Steifigkeitsabfalls (a) und des Spannungsabfalls (b) für den Werkstoff AlSi7MgCu0,5 T6.	116
Bild 7.10:	Evolution des Schädigungsparameters D für $N = 1$ (a), $N = 2$ (b) und $N = 3$ (c).	118
Bild 7.11:	Nachrechnung der Bauteilprobe 106 an der Stelle des Seitenextensometers (a) und im Bohrungsbereich (b) für 140 °C.....	119
Bild 7.12:	Schematischer Verlauf der Temperatur, der mechanischen und der thermischen Dehnung des anisothermen LCF-Versuchs aus [BeDa2007].	120
Bild 7.13:	Nachrechnung der betriebsähnlichen Versuche mit dem Chaboche-Modell.	120
Bild 8.1:	Prozesskette der virtuellen Bauteilentwicklung am Beispiel eines Zylinderkopfes eines Hochleistungsmotors.....	122
Bild 8.2:	Kalibrierung des Wachstumsgesetzes für den Sekundärdendritenarmabstand anhand von metallographischen Analysen von Original-Bauteilen (a) für die Gieß- und Erstarrungssimulation (b) [DLR, Nemak].	123
Bild 8.3:	Methodisches Vorgehen bei der virtuellen Bauteilentwicklung mit Hilfe einer erweiterten Gieß- und Erstarrungssimulation für die Erzeugung von lokalen Werkstoffkennwerten [WaEn2010].	123

Bild 8.4:	Erweiterung der vorhandenen Gieß- und Erstarrungssimulation von MagmaSoft® durch User-Result-Funktionen für die Vorhersage von lokalen Werkstoffkennwerten am Beispiel der 0,2 %-Dehngrenze $R_{p0,2}$ bei RT (a), der Zugfestigkeit R_m bei RT (b) und dem E-Modul E bei 150 °C (c) und 250 °C (d) [WaEn2010].	124
Bild 8.5:	Darstellung der Bauteilprobe 110 im gebrochenen Zustand (a) mit dazugehöriger 2D-CT-Analyse (b) und der metallographischen Analyse der Bruchfläche (c,f) sowie die Darstellung der Bauteilprobe 106 im gebrochenen Zustand (d) mit dazugehöriger 2D-CT-Analyse (e).	127
Bild 8.6:	Darstellung der Bauteilprobe 118 im gebrochenen Zustand (a) mit dazugehöriger 2D-CT-Analyse (b) und der metallographischen Analyse der Bruchfläche (c) sowie die Darstellung der Bauteilprobe 120 im gebrochenen Zustand (d) mit dazugehöriger 2D-CT-Analyse (e) und Analyse der Bruchfläche (f).	128

Tabellenverzeichnis

Tabelle 3.1: Mechanische und physikalische Eigenschaften von typischen Aluminiumwerkstoffen [RoWe2002].	9
Tabelle 3.2: Chemische Zusammensetzung einiger AlSi7Mg-Legierungen nach DIN EN 1706.	11
Tabelle 3.3: Übersicht der häufigsten intermetallischen Phasen von AlSi7Mg-Legierungen [ImAg2010, ClSt1982, WaSo2001].	15
Tabelle 4.1: Chemische Zusammensetzung des Versuchswerkstoffes AlSi7MgCu0,5.	51
Tabelle 5.1: Übersicht der gemessenen und simulierten (Gieß- und Erstarrungssimulation, Stand 25.01.2012) sDAS-Werte für die unterschiedlichen Gefügeklassen.	59
Tabelle 5.2: Übersicht der identifizierten Phasen des Werkstoffes AlSi7MgCu0,5 T6 einschließlich der einzelnen Bestandteile in wt. % [DLR].	61
Tabelle 5.3: Quantitative Bestimmung der Porositätsgrade anhand der Schliff- und CT-Analyse für die vier Gefügeklassen des Zylinderkopfwerkstoffes AlSi7MgCu0,5 T6.	64
Tabelle 5.4: Äquivalenter Durchmesser und maximale Partikelgröße des Eutektikums des Werkstoffes AlSi7MgCu0,5 T6.	65
Tabelle 5.5: Zusammenfassung der Gefügemerkmale der einzelnen Gefügeklassen (Entnahmepositionen gemäß Abschnitt 4.1) des Zylinderkopfes AlSi7MgCu0,5 T6.	67
Tabelle 6.1: Homogenität des Versuchswerkstoffes anhand der Festigkeits- und Duktilitätswerte ermittelt im Zugversuch bei Raumtemperatur mit der Unterteilung in Bauteil- und Chargeninhomogenität.	69
Tabelle 6.2: Vergleich der beiden Versuchsplanungsmethoden mit Hilfe des Bestimmtheitsmaßes.	78
Tabelle 6.3: Einfluss von Temperatur, sDAS, T6-Wärmebehandlung und Auslagerung auf die Kurzzeitkennwerte, die Kriechfestigkeit und die Ermüdungsfestigkeit von AlSi7MgCu0,5.	103
Tabelle 7.1: Experimentell ermittelte kritische Schädigung bei Ermüdungsbeanspruchung beim Erreichen von $N = N_{A5}$ in Abhängigkeit der Temperatur und der Dehnschwingbreite mittels Steifigkeits- und Spannungsabfallmethode für den Werkstoff AlSi7MgCu0,5 T6.	114

Tabelle 7.2: Kritische Schädigung bei Kriechbeanspruchung in Abhängigkeit der Kriechspannung und der Temperatur anhand des Härteabfalls für den Werkstoff AlSi7MgCu0,5 T6.	117
Tabelle 7.3: Versuchsparameter des anisothermen LCF-Versuchs aus [BeDa2007].	120
Tabelle 8.1: Versuchsmatrix der untersuchten Bauteilproben mit den unterschiedlichen Gießparametern und den Versuchsergebnissen.	125

Literaturverzeichnis

- AlAl1994 Altenpohl, D.: Aluminium von Innen. Aluminium-Verlag Düsseldorf, 1994.
- AmKo2011 Amini, H.: Konstitutive Werkstoffbeschreibung einer AlSi7MgCu0,5-Legierung für mechanisch und thermisch hochbelastete Bauteile. Studienarbeit, Technische Universität Darmstadt, 2011.
- ArAm1966 Armstrong, P.J.; C.O. Frederick: A mathematical representation of the Multiaxial Bauschinger Effect. C.E.G.B. Report RD/B/N 731, 1966.
- BaWe2005 Bargel, H., G. Schulze: Werkstoffkunde. Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 2005.
- BeDa2007 Beck, T., D. Löhe, J. Luft, I. Henne: Damage mechanisms of cast Al-Si-Mg alloys under superimposed thermal-mechanical fatigue and high-cycle fatigue loading. Materials Science and Engineering A, Vol. 468-470, S. 184-192, 2007.
- BeFo2010 Berger, C., A. Scholz, P. Wang: Fortschrittliche Methoden zur Parameteridentifizierung und sequentiellen Extrapolation zur Anwendung bei konstitutiven Materialmodellen für Kriech- und Kriechermüdungsbeanspruchung. AVIF A 242, FKM-Nr. 609250, Forschungsvorhaben, Institut für Werkstoffkunde, Technische Universität Darmstadt (2007 bis 2010), Schlussbericht. Siehe auch: Wang, P.: Fortschrittliche Methoden zur Anwendung bei konstitutiven Materialmodellen für Kriech- und Kriechermüdungsbeanspruchung. Dissertation, Technische Universität Darmstadt D17, 2011.
- BeSk2011 Beidl, Ch.: Skriptum Verbrennungskraftmaschinen I. Vorlesungsskript, Technische Universität Darmstadt, SS2011.
- BeVe2010 Berger, C., A. Scholz, M. Lyschik: Verformungs-/ Schädigungsentwicklung an massiven heißgängigen Kraftwerkskomponenten bei schnellen Anfahrvorgängen. AVIF A 239, Forschungsvorhaben, Institut für Werkstoffkunde, Technische Universität Darmstadt (2006 bis 2010), Schlussbericht. Siehe auch: Lyschik, M.: Schädigungsbeschreibung an massiven heißgängigen Kraftwerkskomponenten bei Anfahrvorgängen am Beispiel des Werkstoffes 23CrMoNiWV8-8. Dissertation, Technische Universität Darmstadt D17, (demnächst).
- BrKr2001 Broeckmann, C.: Kriechen partikelverstärkter metallischer Werkstoffe. Fortschr.-Ber. VDI Reihe 5, Nr. 612, VDI Verlag Düsseldorf, 2001.

-
- BüHa2006 Bürgel, R.: Handbuch Hochtemperatur-Werkstofftechnik. Vieweg & Sohn Verlag Wiesbaden, 2006.
- CaDe1996 Cáceres, C., Q.S. Wang: Dendrite cell size and ductility of Al-Si-Mg casting alloys: Spear and Gardner revisited. International Journal of Cast Metals Research, Vol. 9, No. 3, S. 157-162, 1996.
- CaSo1996 Cáceres, C., Q.S. Wang: Solidification conditions, heat treatment and tensile ductility of Al-7Si-0,4Mg casting alloys. AFS Transactions, Vol. 104, S. 1039–1043, 1996.
- ClSt1982 Closset, B., J.E. Gruzleski: Structure and Properties of Hypoeutectic Al-Si-Mg Alloys Modified with Pure Strontium. Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 13, No. 6, S. 945-951, 1982.
- CoAS1954 Coffin, L.F. Jr.: A Study of the Effects of Cyclic Thermal Stresses on a Ductile Metal. Trans ASME 76, S. 931–950, 1954.
- CoPr2008 Couper, M.J., N.C. Parson: Precipitation Strengthening and Alloy Design for 6061 Al-Mg-Si Alloy. In: Aluminium Alloys : Their Physical and Mechanical Properties. Band 1, Wiley-VCH Verlag, S. 98–104, 2008.
- DaEt1993 Dafir, D.: Etude de l'influence du renfort sur la Cinétique de Précipitation dans un Composite 6061/SiC élaboré par Métallurgie des Poudres. Dissertation. Université de Lyon, Frankreich, 1993.
- DeLe2011 Deutsche Automobil Treuhand GmbH (DAT): Leitfaden zu Kraftstoffverbrauch und CO₂-Emission. Verband der Automobilindustrie e.V., 2011.
- DoMe1998 Dowling, N.E.: Mechanical Behaviour of Materials – Engineering Methods for Deformation, Fracture and Fatigue. Prentice-Hall International Inc., Englewood Cliffs N.J. USA, 1998.
- DrAl2007 Dragulin, D., R. Franke, O. Hoffmann: Al-Si Druckgusslegierungen: Theoretische und praktische Aspekte – neue Entwicklungen. Druckgusspraxis, Vol. 4, S. 164–166, 2007.
- DuEf2005 Dubey, J.S., H. Chilukuru, H. Chakravartty, M. Schwienheer, A. Scholz, W. Blum: Effects of cyclic deformation on subgrain evolution and creep in 9–12% Cr-steels. Materials Science and Engineering A, Vol. 406, S. 152–159, 2005.

-
- EuVe2009 Europäisches Parlament: Verordnung (EG) Nr. 443/2009 des Europäischen Parlaments und des Rates vom 23. April 2009 zur Festsetzung von Emissionsnormen für neue Personenkraftwagen im Rahmen des Gesamtkonzepts der Gemeinschaft zur Verringerung der CO₂-Emissionen von Personenkraftwagen. Amtsblatt der Europäischen Union, L140, S. 1-15, 5. Juni 2009.
- FaSc2007 Fagschlunger, C., W. Eichlseder, K. Pötter: Schwingfestigkeit von Al-Druckgussteilen unter Berücksichtigung fertigungsprozessbedingter Werkstoffinhomogenitäten. Giesserei, Vol. 94, Heft 5, S. 42–50, 2007.
- FeIn2010 Fehér, A.: Interaktive Modellierung des Kriechverhaltens am Beispiel warmfester Stähle. Dissertation, Technische Universität Darmstadt D17, 2010. Siehe auch: Fehér, A., S. Linn, M. Schwienheer, A. Scholz, C. Berger: An interactive approach to creep behavior modeling. Materials Science and Engineering A 510/511, S. 29-34, 2009.
- FeOp1999 Feikus, F.J.: Optimierung von Aluminium-Silicium-Gusslegierungen für Zylinderköpfe. Gießerei-Praxis Nr.2, S. 50–57, 1999.
- GaFu1965 Garofalo, F.: Fundamentals of creep and creep-rupture in metals. Macmillan New York, 1965.
- GrGi2003 Grzincic, M.: Gießvorgänge beim Kokillenguss von Al-Legierungen. Dissertation, Universität Otto-von-Guericke-Universität Magdeburg, 2003.
- GrRe1955 Graham, A., K.F.A. Walles: Relations between long and short time properties of commercial alloys. J. Iron and Steel Inst. 179, S. 205 -290, 1955.
- GrSo1999 Granacher, J., M. Monsees, P. Hillenbrand, C. Berger: Software for the assessment and application of creep and rupture data. Nuclear Engineering and Design 190, Issue 3, S. 273 – 285, 1999.
- GuLa1939 Guinier, A.: La diffraction des rayons X aux très petits angles: Application a l'étude de phénomènes ultramicroscopiques. Ann. Phys. 12, S. 161-237, 1939.
- GuTh2006 Guang, R., J. Zhou, Q.C. Wang: The effect of hot isostatic pressing on the microstructure and tensile properties of an unmodified A356-T6 cast aluminium alloy. Journal of Alloys and Componds Vol. 421, S. 80–86, 2006.

-
- HaAs1994 Hafiz, M.F., T. Kobayashi: A study on the Microstructure-fracture Behavior Relations in Al-Si Casting Alloys. Scripta Metallurgica et Materialia Vol. 30, No. 4. S. 475–480, 1994.
- HaCo1958 Hansen, M., K. Anderko: Constitution of Binary Alloys. McGraw-Hill New York, 1958.
- HaFr1996 Hafiz, M.F., T. Kobayashi: Fracture toughness of eutectic Al-Si casting alloy with different microstructural features. Journal of Materials Science Vol. 31, S. 6195-6200, 1996.
- HeAl1994 Hetke, A., R.B. Gundlach: Aluminium Casting Quality in Alloy 356 Engine Components. Transaction of the American Foundrymen Society, Vol. 102, S. 367–380, 1994.
- HeNe1997 Heusler, L., W. Schneider, M. Stolz: Neue Untersuchungen zum Einfluss von Phosphor auf die Veredelung von AlSi-Gußlegierungen mit Natrium oder Strontium. Gießerei-Praxis 3/4, 1997.
- HuAl1997 Huppert-Schemme, G.: AlMgSi-Bleche für den Fahrzeugbau – Metallkunde und Fertigungstechnik. Bethe-Verlag Düsseldorf, 1997.
- IlEr1997 Illerich, J.: Erstarrungsverhalten und Seigerungsentwicklung dendritisch erstarrender binärer Al-Si und ternärer Al-Si-Cu-Legierungen. Dissertation, RWTH Aachen, 1997.
- IlWe2010 Ilchner, B., R.F. Singer: Werkstoffwissenschaften und Fertigungstechnik. Springer-Verlag, 5. Auflage, 2010.
- ImAg2010 Imurai, S., J. Kajornchaiyakul, C. Thanachayanont, J.T.H Pearce, T. Chairuangsi: Age Hardening and Precipitation Behavior of an Experimental Cast Al-Mg-Si Alloy Treated by T6 and T6I6 Heat Treatments. Chiang Mai J. Sci., Vol. 37, No. 2, S. 269–281, 2010.
- JoTh1992 Jonason, P.: Thermal Fatigue of Cylinder Head Alloys. Transaction of the American Foundrymen's Society, Vol. 100, S. 601–607, 1992.
- KiWe1995 Kitaoka, S.: Wear resistant cast aluminium alloy and process of producing same. Patentschrift EP 0 672 760 A1, 1995.
- KlBe2004 Klan, S.: Beitrag zur Evolution von Aluminium-Gusslegierungen für warmfeste Anwendungen. Dissertation, TU Bergakademie Freiberg, 2004.

-
- KlCr1998 Kloos, K.H., J. Granacher, M. Monsees: Creep equations for heat resistant steels. Steel Research 69, S. 446 – 454, 1998.
- KlTa2003 Kleppmann, W.: Taschenbuch Versuchsplanung: Produkte und Prozesse optimieren. Carl Hansen Verlag München, 2003.
- KöVe1998 Köhler E., R. Flierl: Verbrennungskraftmotoren: Motormechanik, Berechnung und Auslegung des Hubkolbenmotors. Vieweg Verlag, 1998.
- LaAt1952 Larson, F.R., J. Miller: A time-temperature relationship for rupture and creep stresses. Trans. ASME 74, S. 765-775, 1952.
- LeAc1996 Lemaitre, J.: A course on Damage Mechanics. Springer Verlag, 1996.
- LeLe2006 Leitner, H., W. Eichlseder, C. Fagschlunger: Lebensdauerberechnung von Aluminiumkomponenten: Von der Probe zum komplexen Bauteil. Giesserei, Heft 3, S. 70–76, 2006.
- LeMe1990 Lemaitre, J., J.-L. Chaboche: Mechanics of solid materials. Cambridge University Press, 1990.
- MaAl1953 Manson, S.S., A.M. Haferd: A linear time-temperature relation for extrapolation of creep and stress-rupture data. NACA TN 2890, 1953.
- MaBe1953 Manson, S.S.: Behaviour of Materials Under Conditions of Thermal Stress. NACA TN-2933, 1953.
- MaFa1965 Manson, S.S.: Fatigue: A complex Subject – Some Simple Aproximations. Experimental Mechanics, Vol. 5, No. 7, S. 193–226, 1965.
- MAGMA MagmaSoft v4.4, MAGMA Gießereitechnologie GmbH, Aachen.
- MaTh2008 Marioara, C.D., S.J. Andersen, T.N. Stene: The Influence of Cu on Hardness and Microstructure in Al-Mg-Si Alloys. In: Aluminium Alloys: Their Physical and Mechanical Properties. Wiley-VCH Verlag, S. 711–716, 2008.
- MaTi1953 Manson, S.S., W.F. Brown: Time-temperature-stress relation for the correlation and extrapolation of stress-rupture data. Proc. ASME, Vol. 53, S. 683-719, 1953.
- MoAn1956 Monkman, F.C., N.J. Grant: An Empirical Relationship Between Rupture Life and Minimum Creep Rate in Creep Rupture Tests. Poc. ASTM 56, S. 593, 1956.
- MoCy1965 Morrow, J.D.: Cyclic Plastic Strain Energy and Fatigue of Metals. Internal Friction, Damping and Cyclic Plasticity, ASTM STP 378, S. 45–87, 1965.

-
- MyRe2009 Myers, R.H., D.C. Montgomery, C.M. Anderson-Cook: Response surface methodology: Process and product optimization using designed experiments. Wiley Hoboken NJ, 2009.
- NiXr2010 Nicoletto, G., G. Anzelotti, R. Konecna: X-ray Computed Tomography vs. Metallography for Pore Sizing and Fatigue of Cast Al-alloys. Procedia Engineering Vol. 2, S. 547–554, 2010.
- NoTh1929 Norton, F.H.: The creep of steel at high temperatures. McGraw-Hill New York, 1929.
- OeEn2010 Oechsner, M., C. Berger, A. Scholz, S. Michelfeit: Entwicklung und Validierung industriell einsetzbarer Softwaretools zur Simulation des Betriebsverhaltens neuer Werkstoffe in thermisch und mechanisch hoch belasteten Komponenten (OPTIMAT). 03X0509E, BMBF-Verbundvorhaben, Institut für Werkstoffkunde, Technische Universität Darmstadt (2007 bis 2010), Schlussbericht.
- OPTIMUS Optimierungsssoftware OPTIMUS, Version 8 & 9, ISKO engineers AG, München.
- OrCo1954 Orr, L.R., O.D. Sherby, J.E. Dorn: Correlation of Rupture Data for Metals at Elevated Temperatures. Trans. of Am. Soc. For Metals, Vol. 46. S. 113-128, 1954.
- OsAn2007 Ostermann, F.: Anwendungstechnologie Aluminium. Springer Verlag, 2007.
- PeDe1995 Penny, R.K., D.L. Marriott: Design for Creep. Chapman & Hall, 1995.
- PrTh1938 Preston, G.D.: The diffraction of X-rays by age hardening alloy of an aluminum and copper. The structure of intermediate phase. Phil. Mag. Vol. 7, No. 26, S. 855-871, 1938.
- RaCr1968 Rabotnov, Y.N.: Creep rupture. Proceedings of the Twelfth International Congress of Applied Mechanics XII, Springer Verlag, S. 342–349, 1968.
- RaDe1943 Ramberg, W., W.R. Osgood: Description of stress-strain curves by three parameters. Technical Report No. 902, NACA, 1943.
- RaEr2007 Radaj, D., M. Vormwald: Ermüdungsfestigkeit: Grundlagen für Ingenieure. 3. Auflage, Springer-Verlag Berlin , 2007.

-
- ReTh2003 Reckwerth, D., C. Tsakmakis: The Principle of Generalized Energy Equivalence in Continuum Damage Mechanics. In: Hutter, K., H. Baaser: Deformation and Failure of Metallic Continua. Springer Verlag, Lecture Notes in Mechanics, S. 381–406, 2003.
- ReVe2003 Reckwerth, D.: Verallgemeinerte Energieäquivalenz zur Modellierung anisotroper Schädigung bei inelastischem und anisotropem Materialverhalten. Dissertation, Technische Universität Darmstadt D17, 2003.
- RiMe2005 Riedler, M.: Methodikfindung zur Simulation von thermomechanisch beanspruchten Motorbauteilen aus Aluminiumlegierungen. Dissertation, Montanuniversität Leoben, 2005.
- RoWe2002 Ross, E., K. Maile: Werkstoffe für Ingenieure – Grundlagen, Anwendungen, Prüfungen. Springer Verlag, 2002.
- SaKo2007 Samir, A.: Konstitutive Werkstoffbeschreibung im Kriech- und Kriechermüdungsbereich am Beispiel des warmfesten Schmiedestahls 28CrMoNiV4-9. Dissertation, Technische Universität Darmstadt D17, 2007.
- SaSe2006 Samir, A., A. Simon, A. Scholz, C. Berger: Service-type creep-fatigue experiments with cruciform specimens and modelling of deformation. Intern. J. of Fatigue, Vol. 28, S. 643–651, 2006.
- ScHo2005 Schwienheer, M.: Hochtemperaturverhalten der 600 °C Dampfturbinenstähle (G)X12CrMoWVNbN10-1-1. Dissertation, Technische Universität Darmstadt D17, 2005.
- ScHo2007 Scholz, A., M. Schwienheer, F. Müller, S. Linn, M. Schein, C. Walther, C. Berger: Hochtemperaturprüfung - Ein Beitrag zur Werkstoffentwicklung und -qualifizierung sowie Simulation der Bauteilbeanspruchung. Materialwissenschaften und Werkstofftechnik, Vol. 5, S. 372-378, 2007.
- ScOp2005 Schumacher, A.: Optimierung mechanischer Strukturen: Grundlage und industrielle Anwendung. Springer-Verlag, 2005.
- ScZe2008 Scholz, A.: Zeitstand- und Relaxationsversuch - unverzichtbar für Werkstoffentwicklung- und Qualifizierung sowie zur Simulation der Bauteilbeanspruchung. In: H. Frenz, W. Gellmann (Hrsg.): DVM-Werkstoffprüfung 2008: Herausforderungen neuer Werkstoffe an die Forschung und Werkstoffprüfung. DVM-Bericht 642, Berlin, S. 229-236, 2008.

-
- ShIn2004 Shabestari, S.G., F. Shahri: Influence of modification, solidification conditions and heat treatment on the microstructure and mechanical properties of A356 aluminium alloy. *Journal of Material Science*, Vol. 39, No. 6, S. 2023–2032, 2004.
- SiMo2011 Simon, A: Modelling of Cyclic Hardening and Softening in a Viscoplastic Material Model of Chaboche-Type. 8th International Charles Parson Conference, Portsmouth, 2011. Siehe auch: Simon, A.: Modelling of cyclic hardening and softening in a viscoplastic material model of Chaboche-Type. (demnächst).
- SiZu2007 Simon, A.: Zur Berechnung betriebsnah belasteter Hochtemperaturbauteile mit einem konstitutiven Werkstoffmodell. Dissertation, Technische Universität Darmstadt D17, 2007. Siehe auch: Simon A., A. Samir, A. Scholz, C. Berger: Konstitutive Beschreibung eines 10 % Cr-Stahls zur Berechnung betriebsnaher Kriechermüdungsbeanspruchung. *Mat.-wiss. u. Werkstofftech.* Vol. 38, No. 8, S. 635–641, 2007.
- SoEi1990 Sonsino, C.M., K. Dietrich: Einfluss der Porosität auf das Schwingfestigkeitsverhalten von Aluminium-Gusswerkstoffen – Teil 1. *Gießereiforschung*, Vol. 43, Nr. 3, S. 119-130, 1991.
- StEi2005 Steinbach, S.: Einfluss von Strömungen auf die Entwicklung des Mikrogefüges bei der gerichteten Erstarrung von Al-Si und Al-Si-Mg Legierungen. Dissertation, RWTH Aachen, 2005.
- StEr2005 Stötzel, J.: Ermittlung von Materialermüdungsfestigkeitskurven im Kurz-, Zeit- und Dauerfestigkeitsbereich von einseitigen Schweißverbindungen zweier Aluminiumlegierungen. RWTH Aachen, Dissertation, 2005.
- SyVe2005 Sydorenko, S.: Verbesserung der Qualität von Gussstücken durch elektromagnetische Schmelzbehandlung. Dissertation, Universität Otto-von-Guericke-Universität Magdeburg, 2009.
- TeBe1993 Tensi, H.M., R. Rösch: Beeinflussung von Gefüge und Festigkeit einer technischen AlSi-Gusslegierung. *Aluminium*, Vol. 63, S. 634–640, 1993.
- TrVo2005 Treitler, R.: Vom Gießprozess zur Festigkeitsberechnung am Beispiel einer Aluminium-Magnesium-Druckgusslegierung. Dissertation, Universität Karlsruhe (TH), 2005.

-
- TsEi2005 Tschirnich, M.: Einsatz neuer Strategien bei der Werkstoffmodellierung von Aluminiumlegierungen in der Warmumformung. RWTH Aachen, Dissertation, 2005.
- VDAI1988 VDS Vereinigung Deutscher Schmelzhütten: Aluminium Gußlegierungen. Giesserei-Verlag GmbH Düsseldorf, S. 51–125, 1988.
- ViAn2009 Viana, F.A., G. Venter, V. Balabanov: An algorithm for fast optimal Latin hypercube design of experiments. Int. J. Numer. Meth. Engng, Vol. 82, Issue 2, S. 135-156, 2009.
- VuQu2001 Vuchkov, I.N., L.N. Boyadjieva: Quality improvement with design of experiments: A response surface approach. Kluwer Dordrecht, 2001.
- WaEn2010 Wagner, A.: Entwicklung und Validierung industriell einsetzbarer Softwaretools zur Simulation des Betriebsverhaltens neuer Werkstoffe in thermisch und mechanisch hoch belasteten Komponenten (OPTIMAT). 03X0509A, BMBF-Verbundvorhaben, Nemak Wernigerode GmbH, (2007 bis 2010), Schlussbericht.
- WaMi2003 Wang, Q.C.: Microstructural Effects on the Tensile and Fracture Behaviour of Aluminium Casting Alloys A356/357. Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 34, No. 12, S. 2887–2899, 2003.
- WaSo2001 Wang, Q.G., C.J. Davidson: Solidification and prediction behaviour of Al-Si-Mg casting alloys. Journal of Materials Science, Vol. 36, S. 739–750, 2001.
- WeNe2004 Weiprecht, J.: Neuronen, Modelle, Künstliche Neuronale Netze. Dissertation, Friedrich-Schiller-Universität Jena, 2004.
- Wiki2011 Wikibooks: <http://de.wikibooks.org/wiki/Datei:Querschnitt.jpg>. Zugriff: 12.05.2011.
- YaAn1982 Yavari, P., T.G. Langdon: An Examination of Breakdown in Creep by Viscous Glide in Solid Solution Alloys at High Stress Levels. Acta Metallurgica, Vol. 30, Issue 12, S. 2181–2196, 1982.
- YeAl2000 Ye, K.Q., W. Li, A. Sudjianto: Algorithmic construction of optimal symmetric Latin hypercube designs. Journal of Statistical Planning and Interference, Vol. 90, S. 145–159, 2000.

-
- YeAn2003 Ye, H.: An Overview of the Development of Al-Si-Alloy Based Material for Engine Applications. In: Journal of Material Engineering and Performance, Vol. 12, No. 3, S. 288–297, 2003.
- ZhEi2004 Zhang, G., C.M. Sonsino: Einfluss der Porosität auf die Schwingfestigkeit von Proben und Bauteilen aus Aluminiumdruckguss. Mat.-wiss. u. Werkstofftech., Vol. 35, No. 3, S. 125–134, 2004.

Anhang A Tabellen und Bilder

Tabelle A 1: Versuchsmatrix für die Charakterisierung des quasistatischen Kurzzeitverhaltens des Zylinderkopfwerkstoffes AlSi7MgCu0,5.

Ldf. Nr.	Rohling	Temperatur	sDAS		Auslagerung	T6-Wb	
[-]	[-]	[°C]	[μm]		[-]	[-]	
			x ₁	x ₂			
ZV01	Zk_20_HÖB1_2.A	50	65	62	-	ja	Space-Filling DoE
ZV02	Zk_20_HÖB1_2.E	250	48	60	-	ja	
ZV03	Zk_20_BR1.A	20	27	27	-	ja	
ZV04	Zk_20_LS1	170	75	62	-	ja	
ZV05	Zk_SA_03_BR6	100	15	24	-	ja	
ZV06	Zk_20_ÖR1.1	200	33	38	-	ja	
ZV07	Zk_20_ÖR1.2	70	40	48	-	ja	
ZV08	Zk_SA_02_BR5.A	150	21	28	-	ja	
ZV09	Zk_20_HÖB2_3.A	120	56	47	-	ja	
ZV10	Zk_17_LS4_5	20	70	78	-	ja	
ZV11	Zk_58_BR1.A	20	28	21	-	ja	konventionelle DoE
ZV12	Zk_58_HÖB2_3.A	20	54	45	-	ja	
ZV13	Zk_45_LS2	20	75	56	-	ja	
ZV14	Zk_58_BR2.E	140	28	24	-	ja	
ZV15	Zk_58_HÖB2_3	140	54	46	-	ja	
ZV16	Zk_45_LS1_2	140	75	62	-	ja	
ZV17	Zk_58_BR1.E	250	28	24	-	ja	
ZV18	Zk_58_HÖB1_2.A	250	54	55	-	ja	
ZV19	Zk_45_LS1	250	75	62	-	ja	
ZV20	Zk_20_HÖB2_3.E	250	48	54	250°C/ 500 h	ja	stichprobenartig
ZV21	Zk_20_LS2	170	75	65	170°C/ 500 h	ja	
ZV22	Zk_20_BR2.A	200	33	25	200°C/ 500 h	ja	
ZV23	Zk_SA_01_BR4.E	220	17	28	-	-	
ZV24	Zk_SA_01_BR4.A	100	15	23	-	-	

x₁ = geplanter sDAS gemäß Versuchsplanung; x₂ = gemessener sDAS

Tabelle A 2: Versuchsmatrix für die Charakterisierung des Kriechverhaltens des Zylinderkopfwerkstoffes AlSi7MgCu0,5 T6.

Ldf. Nr. [-]	Rohling [-]	Temperatur [°C]	sDAS [μm]		Spannung [MPa]	
			x ₁	x ₂		
ZSV01	ZK_04_BR6.E	140	28	-	175	konventionelle DoE
ZSV02	Zk_13_BR4	140	28	-	185	
ZSV03	Zk_13_BR4.E	140	28	-	200	
ZSV04	Zk_20_BR1.E	140	28	-	210	
ZSV05	Zk_13_BR4.A	140	28	-	220	
ZSV06	Zk_13_BR5.A	140	28	-	230	
ZSV07	Zk_13_LS4_5	140	75	-	185	
ZSV08	Zk_13_LS6	140	75	-	200	
ZSV09	Zk_12_BR6.A	250	28	-	85	
ZSV10	Zk_13_BR6	250	28	-	75	
ZSV11	Zk_13_BR6.A	250	28	-	60	
ZSV12	Zk_13_BR6.E	250	28	-	45	
ZSV13	Zk_13_LS5	250	75	-	75	
ZSV14	Zk_13_LS6	250	75	-	45	
ZSV15	Zk_SA_02_BR5.E	140	15	32	210	Space-Filling DoE
ZSV16	Zk_58_LS1	255	75	69	45	
ZSV17	Zk_13_ÖR4.1	300	41	50	65	
ZSV18	Zk_SA_03_BR6.A	280	19	29	50	
ZSV19	Zk_20_BR3.A	240	24	28	70	
ZSV20	Zk_SA_04_BR4.A	185	16	24	130	
ZSV21	Zk_58_LS2	215	69	64	75	
ZSV22	Zk_07_ÖR4.1	200	36	47	100	
ZSV23	Zk_04_ÖR4.1	300	40	44	40	
ZSV24	Zk_58_LS3	210	75	62	95	

x₁ = geplanter sDAS gemäß Versuchsplanung; x₂ = gemessener sDAS

Tabelle A 3: Versuchsmatrix für die Charakterisierung des niederzyklischen Ermüdungsverhaltens des Zylinderkopfwerkstoffes AlSi7MgCu0,5 T6.

Ldf. Nr. [-]	Rohling [-]	Temperatur [°C]	sDAS [μm]		Δε [%]
			x ₁	x ₂	
LCF01	Zk_49_BR3.E	RT	28	-	1,2
LCF02	Zk_28_BR6.A	RT	28	-	0,9
LCF03	Zk_39_BR1.E	RT	28	-	0,7
LCF04	Zk_28_LS4	RT	75	-	1,2
LCF05	Zk_28_LS6	RT	75	-	0,9
LCF06	Zk_07_LS4	RT	75	-	0,7
LCF07	Zk_28_BR4	140	28	-	1,2
LCF08	Zk_28_BR4.E	140	28	-	0,9
LCF09	Zk_28_BR5.E	140	28	-	0,6
LCF10	Zk_04_LS4	140	75	-	1,2
LCF11	Zk_04_LS4_5	140	75	-	0,9
LCF12	Zk_04_LS6	140	75	-	0,6
LCF13	Zk_08_LS6	140	75	-	0,6
LCF14	Zk_17_BR4	250	28	-	1,2
LCF15	Zk_17_BR4.E	250	28	-	0,9
LCF16	Zk_17_BR5.E	250	28	-	0,7
LCF17	Zk_17_BR6.A	250	28	-	0,6
LCF18	Zk_17_LS4	250	75	-	1,2
LCF19	Zk_17_LS6	250	75	-	0,9
LCF20 ²	Zk_39_LS1_2	250	75	-	0,7
LCF21	Zk_39_LS1	250	75	-	0,7
LCF22	Zk_07_LS6	250	75	-	0,6
LCF23	Zk_17_HÖB4_5.A	250	54	-	1,2
LCF24	Zk_49_HÖB1_2.A	250	54	-	1,2
LCF25	Zk_13_HÖB4_5.E	250	54	-	1,2
LCF26	Zk_13_HÖB5_6.A	250	54	-	0,9
LCF27	Zk_17_HÖB5_6.A	250	54	-	0,9
LCF28	Zk_04_HÖB5_6.E	250	54	-	0,7
LCF29	Zk_39_HÖB1_2.A	250	54	-	0,7
LCF30	Zk_39_HÖB2_3.E	250	54	-	0,6
LCF31	Zk_04_HÖB4_5.E	250	54	-	0,6

konventionelle DoE

Ldf. Nr.	Rohling	Temperatur	sDAS		N/N _A	Δε	Schädigung
[-]	[-]	[°C]	[μm]		[-]	[%]	
			x ₁	x ₂			
LCF32	Zk_39_BR2.E	250	28	-	0,2	1,2	
LCF33	Zk_39_BR3.E	250	28	-	0,4	1,2	
LCF34	Zk_07_BR5.E	250	28	-	0,6	1,2	
LCF35	Zk_04_BR4	250	28	-	0,8	1,2	
LCF36	Zk_04_BR4.A	250	28	-	0,1	1,2	

x₁ = geplanter sDAS gemäß Versuchsplanung; x₂ = gemessener sDAS; ² zusätzlicher Versuch zur Absicherung der Datenbasis

Tabelle A 4: Versuchsmatrix für Homogenitätsuntersuchungen des Zylinderkopfwerkstoffes AlSi7MgCu0,5 T6.

Ldf. Nr.	Rohling	Temperatur	sDAS		Auslagerung	T6-Wb	konventionelle DoE
[-]	[-]	[°C]	[μm]		[-]	[-]	
			x ₁	x ₂			
HU01	Zk_12_BR5.A	RT	28	30	-	ja	
HU02	Zk_12_HÖB5_6.E	RT	56	53	-	ja	
HU03	Zk_12_LS4_5	RT	75	78	-	ja	
HU04	Zk_12_ÖR4.2	RT	38	45	-	ja	
HU05	Zk_17_BR5.A	RT	28	29	-	ja	
HU06	Zk_17_HÖB5_6.E	RT	56	46	-	ja	
HU07	Zk_17_LS4_5	RT	75	78	-	ja	
HU08	Zk_17_ÖR4.2	RT	38	39	-	ja	
HU09	Zk_49_BR5.A	RT	28	24	-	ja	
HU10	Zk_49_HÖB5_6.E	RT	56	52	-	ja	
HU11	Zk_49_LS4_5	RT	75	91	-	ja	
HU12	Zk_49_ÖR4.2	RT	38	41	-	ja	

x₁ = geplanter sDAS gemäß Versuchsplanung; x₂ = gemessener sDAS

Tabelle A 5: Quasistatische Kurzzeitkennwerte der Homogenitätsuntersuchungen des Zylinderkopfwerkstoffes AlSi7MgCu0,5 T6.

Ldf. Nr.	Rohling	Festigkeitswerte				Verformungswerte		
		$R_{p0,2}$	$R_{p0,5}$	R_{p1}	R_m	E	A_5	Z
[-]	[-]	[MPa]				[MPa]	[%]	
HU01	Zk_12_BR5.A	191	216	232	277	74700	7,3	7,1
HU02	Zk_12_HÖB5_6.E	188	212	229	260	72800	4,5	7,4
HU03	Zk_12_LS4_5	177	200	216	240	75600	3,6	5,6
HU04	Zk_12_ÖR4.2	196	220	237	282	75700	8,3	9,3
HU05	Zk_17_BR5.A	210	233	249	287	74200	8,1	11
HU06	Zk_17_HÖB5_6.E	206	228	-	235	74900	1,2	2,0
HU07	Zk_17_LS4_5	187	210	224	233	73500	2,1	2,8
HU08	Zk_17_ÖR4.2	210	232	248	284	74300	6,8	7,9
HU09	Zk_49_BR5.A	205	228	243	281	74800	7,8	8,0
HU10	Zk_49_HÖB5_6.E	193	215	230	230	72800	1,9	4,8
HU11	Zk_49_LS4_5	186	208	222	226	73700	1,5	2,3
HU12	Zk_49_ÖR4.2	203	225	241	277	75000	5,7	7,9

Die Versuchsparameter der Homogenitätsversuche sind aus Tabelle A 4 zu entnehmen.

Tabelle A 6: Gütekriterien R^2 und R^2_{press} für die Polynomfunktionen ersten und zweiten Grades der Response Surfaces für den Werkstoff AlSi7MgCu0,5 T6.

	$R_{p0,2}$		R_m		E		A_5		Z	
	R^2	R^2_{press}	R^2	R^2_{press}	R^2	R^2_{press}	R^2	R^2_{press}	R^2	R^2_{press}
	[-]									
linear	0,86	0,60	0,92	0,82	0,90	0,75	0,64	0,33	0,67	0,38
quadratisch	0,98	0,88	0,97	0,92	0,98	0,77	0,82	-0,40	0,84	-0,21

Tabelle A 7: Quasistatische Kurzzeitkennwerte für die Charakterisierung des quasistatischen Kurzzeitverhaltens des Zylinderkopfwerkstoffes AlSi7MgCu0,5.

Ldf. Nr.	Rohling	Festigkeitswerte				Verformungswerte		
		$R_{p0,2}$	$R_{p0,5}$	R_{p1}	R_m	E	A_5	Z
[-]	[-]	[MPa]				[MPa]	[%]	
ZV01	Zk_20_HÖB1_2.A	188	209	224	238	72300	2,6	3,4
ZV02	Zk_20_HÖB1_2.E	123	126	127	128	63700	8,5	15
ZV03	Zk_20_BR1.A	205	228	243	283	74000	6,3	7,4
ZV04	Zk_20_LS1	165	176	186	200	68600	7,2	11
ZV05	Zk_SA_03_BR6	201	216	228	269	74300	14	17
ZV06	Zk_20_ÖR1.1	168	177	184	191	66800	8,4	12
ZV07	Zk_20_ÖR1.2	206	226	239	269	72600	6,2	8,1
ZV08	Zk_SA_02_BR5.A	195	206	216	243	71700	11	20
ZV09	Zk_20_HÖB2_3.A	186	201	213	224	69700	2,6	4,1
ZV10	Zk_17_LS4_5	187	210	224	233	73500	2,1	2,8
ZV11	Zk_58_BR1.A	212	235	251	292	74600	8,2	7,9
ZV12	Zk_58_HÖB2_3.A	206	231	248	256	74600	2,1	3,9
ZV13	Zk_45_LS2	190	212	229	254	73200	4,1	5,8
ZV14	Zk_58_BR2.E	195	208	218	240	69900	13	15
ZV15	Zk_58_HÖB2_3	185	198	208	219	68300	3,4	4,1
ZV16	Zk_45_LS1_2	179	192	201	212	69400	3,5	4,0
ZV17	Zk_58_BR1.E	124	127	128	130	65000	11	42
ZV18	Zk_58_HÖB1_2.A	122	125	126	127	64300	4,6	11
ZV19	Zk_45_LS1	117	120	121	122	64500	7,2	15
ZV20	Zk_20_HÖB2_3.E	58	62	66	70	61500	17	20
ZV21	Zk_20_LS2	156	163	167	173	67400	8,2	12
ZV22	Zk_20_BR2.A	120	124	128	135	67500	22	44
ZV23	Zk_SA_01_BR4.E	126	135	140	145	64700	13	28
ZV24	Zk_SA_01_BR4.A	117	135	152	216	72000	14	16

Die Versuchsparameter der quasistatischen Kurzzeitversuche sind aus Tabelle A 1 zu entnehmen.

Tabelle A 8: Modellparameter der Polynomfunktionen der Response Surfaces für die verschiedenen Werkstoffkennwerte einschließlich 95 %-Streubänder für den Werkstoff AlSi7MgCu0,5 T6.

$RS = f(T, sDAS) = c + a_1 \cdot T + b_1 \cdot sDAS + ab \cdot T \cdot sDAS + a_2 \cdot T^2 + b_2 \cdot sDAS^2$							
	c	a_1	b_1	ab	a_2	b_2	SB _{95%}
	[-]	[°C ⁻¹]	[μm ⁻¹]	[°C ⁻¹ μm ⁻¹]	[°C ⁻²]	[μm ⁻²]	[-]
$R_{p0,2}$	197	2,10E-1	3,97E-1	-2,96E-3	-1,29E-3	-6,78E-3	7,2
R_m	323	1,13E-2	-1,57	1,51E-3	-2,30E-3	4,90E-3	14
E	78118	-40,9	-56,8	-	-	-	2200
A_5	11,1	2,02E-2	-1,39E-1	-	-	-	4,5
	25,7	4,08E-2	-9,17E-1	6,42E-4	-1,63E-4	7,66E-3	3,2
Z	13,5	4,46E-2	-1,80E-1	-	-	-	6,6
	34,1	8,73E-2	-1,32	6,66E-4	-2,29E-4	1,15E-2	4,6

Tabelle A 9: Bestimmtheitsmaße für die Validierungs- und Homogenitätsversuche der jeweiligen Response Surfaces ersten bzw. zweiten Grades für den Werkstoff AlSi7MgCu0,5 T6.

R^2	$R_{p0,2}$	R_m	E	A_5	Z
[-]					
Linear	-	-	0,89	0,52	0,56
Quadratisch	0,92	0,95	-	0,06	0,25

Tabelle A 10: Einfluss der T6-Wärmebehandlung auf das quasistatische Kurzzeitverhalten bezogen auf den as-cast Zustand des Werkstoffes Al-Si7MgCu0,5.

Ldf. Nr.	Temp.	sDAS		Festigkeitswerte		Verformungswerte		
				$R_{p0,2}$	R_m	E	A_5	Z
		[μm]		[MPa]		[MPa]	[%]	
		x ₁	x ₂					
ZV23*	220	17	28	126	146	64700	13	28
ZV24*	100	15	23	117	216	72000	14	16
ZV99**	220	-	28	168	184	67500	12	18
ZV05	100	15	24	204	271	72700	10	17

x₁ = geplanter sDAS gemäß Versuchsplanung; x₂ = gemessener sDAS; **Proben waren nicht T6-wärmebehandelt; **errechnete Werkstoffkennwerte aus linearer Response Surface.

Tabelle A 11: Einfluss der Auslagerung (500 h) auf das quasistatische Kurzzeitverhalten bezogen auf den T6-wärmebehandelten Zustand des Werkstoffes Al-Si7MgCu0,5 T6.

Ldf. Nr.	Temp.	sDAS		Festigkeitswerte		Verformungswerte		
				$R_{p0,2}$	R_m	E	A_5	Z
[-]	[°C]	[μm]		[MPa]		[MPa]	[%]	
		x ₁	x ₂					
ZV02	250	48	60	123	128	63700	8,5	15
ZV04	170	75	62	165	200	68600	7,2	11
ZV06	200	33	38	170	192	66800	8,4	12
ZV20*	250	48	54	58	70	61500	17	20
ZV21*	170	75	65	156	173	67400	8,2	12
ZV22*	200	33	25	120	135	67500	22	44

x1 = geplanter sDAS gemäß Versuchsplanung; x2 = gemessener sDAS; *Proben waren gemäß Tabelle A 1 ausgelagert.

Tabelle A 12: Phänomenologische Kriechgleichung nach modifiziertem Garofalo Ansatz für 140 °C des Werkstoffes AlSi7MgCu0,5 T6.

Kriechgleichung:

$$\varepsilon_f = \varepsilon_{f1,\max} \cdot H(t) + \dot{\varepsilon}_{f,\min} \cdot t + K_3 \cdot (t/t_{23})^f$$

Primärkriechdehnung:

$$\varepsilon_{f1,\max} = K_{10} \cdot \sigma_0^{n_1} \cdot e^{a_1 \cdot \sigma_0^{b_1}} \quad \text{mit: } K_{10} \text{ [\%} \cdot \text{MPa}^{-n_1} \text{] } = 8,33\text{E-}09 \quad n_1 \text{ [-] } = 8,41\text{E-}01$$

$$\quad \text{mit: } a_1 \text{ [-] } = 4,92\text{E-}02 \quad b_1 \text{ [-] } = 1,05\text{E+}00$$

$$t_{12} = (C_{12} / \dot{\varepsilon}_{f,\min})^{\alpha_{12}} \quad \text{mit: } C_{12} \text{ [\%} \cdot \text{h}^{1/\alpha_{12}-1} \text{] } = 3,05\text{E-}01 \quad \alpha_{12} \text{ [-] } = 4,49\text{E-}01$$

$$H(t) = 1 - e^{-D_1 \cdot (t/t_{12})^u} \quad \text{mit: } D_1 \text{ [-] } = 1,71\text{E+}00 \quad u \text{ [-] } = 1,89\text{E-}01$$

Sekundärkriechdehnung:

$$\dot{\varepsilon}_{f,\min} = K_{20} \cdot \sigma_0^{n_2} \cdot e^{a_2 \cdot \sigma_0^{b_2}} \quad \text{mit: } K_{20} \text{ [\%} \cdot \text{h}^{-1} \cdot \text{MPa}^{-n_2} \text{] } = 1,64\text{E-}12 \quad n_2 \text{ [-] } = 7,85\text{E-}02$$

$$\quad \text{mit: } a_2 \text{ [-] } = 7,88\text{E-}02 \quad b_2 \text{ [-] } = 1,05\text{E+}00$$

Tertiärkriechdehnung:

$$t_{23} = (C_{23} / \dot{\varepsilon}_{f,\min})^{\alpha_{23}} \quad \text{mit: } K_3 \text{ [\%] } = 5,87\text{E-}05 \quad \alpha_{23} \text{ [-] } = 7,58\text{E-}01$$

$$\quad \text{mit: } C_{23} \text{ [\%} \cdot \text{h}^{1/\alpha_{23}-1} \text{] } = 7,18\text{E-}01 \quad f \text{ [-] } = 7,02\text{E+}00$$

Die Konstanten gelten für σ_0 in MPa, t in h und ε in %

Gültigkeitsbereich:

T = 140 °C

σ = 175 MPa - 230 MPa

Brennraumgefüge

Tabelle A 13: Phänomenologische Kriechgleichung nach modifiziertem Garofalo Ansatz für 250 °C des Werkstoffes AlSi7MgCu0,5 T6.

Kriechgleichung:

$$\varepsilon_f = \varepsilon_{f1,\max} \cdot H(t) + \dot{\varepsilon}_{f,\min} \cdot t + K_3 \cdot (t/t_{23})^f$$

Primärkriechdehnung:

$\varepsilon_{f1,\max} = K_{10} \cdot \sigma_0^{n_1} \cdot e^{a_1 \cdot \sigma_0^{b_1}}$	mit: K_{10} [% · MPa ^{-n₁}]	= 3,81E-02	n_1 [-]	= 3,83E-01
	mit: a_1 [-]	= -3,90E-02	b_1 [-]	= 5,11E-01
$t_{12} = (C_{12} / \dot{\varepsilon}_{f,\min})^{\alpha_{12}}$	mit: C_{12} [% · h ^{1/α₁₂-1}]	= 8,88E-02	α_{12} [-]	= 7,39E-01
$H(t) = 1 - e^{-D_1 \cdot (t/t_{12})^u}$	mit: D_1 [-]	= 1,55E+00	u [-]	= 4,59E-01

Sekundärkriechdehnung:

$\dot{\varepsilon}_{f,\min} = K_{20} \cdot \sigma_0^{n_2} \cdot e^{a_2 \cdot \sigma_0^{b_2}}$	mit: K_{20} [% · h ⁻¹ · MPa ^{-n₂}]	= 2,86E-07	n_2 [-]	= 1,00E+00
	mit: a_2 [-]	= 7,88E-02	b_2 [-]	= 1,01E+00

Tertiärkriechdehnung:

$t_{23} = (C_{23} / \dot{\varepsilon}_{f,\min})^{\alpha_{23}}$	mit: K_3 [%]	= 3,06E-04	α_{23} [-]	= 1,00E+00
	mit: C_{23} [% · h ^{1/α₂₃-1}]	= 1,98E-01	f [-]	= 7,75E+00

Die Konstanten gelten für σ₀ in MPa, t in h und ε in %

Gültigkeitsbereich:

T = 250 °C

σ = 45 MPa - 85 MPa

Brennraumgefüge

Tabelle A 14: Bestimmung der Zeitstandfestigkeit mit Hilfe des Zeit-Temperatur-Parameters nach der Larson-Miller-Methode mit einer Spannungsfunktion 4ten Grades für den Werkstoff AlSi7MgCu0,5 T6.

$$R_u(T, t) = B_0 + B_1 \cdot \sigma^m + B_2 \cdot \sigma^{2m} + B_3 \cdot \sigma^{3m} + B_4 \cdot \sigma^{4m} = \left(\frac{T + 273 \text{ K}}{1000} \right) \cdot (C + \lg t_u)$$

C	m	B_0	B_1	B_2	B_3	B_4
[-]	[-]	[MPa]	[MPa ^{1-m}]	[MPa ^{1-2m}]	[MPa ^{1-3m}]	[MPa ^{1-4m}]
18,40	0,9	12,53	-3,52E-2	-4,32E-4	7,58E-6	-3,15E-8

Tabelle A 15: Werkstoffkennwerte des statischen, zeitabhängigen Kriechverhaltens für den Zylinderkopfwerkstoff AlSi7MgCu0,5 T6.

Ldf. Nr.	Rohling	$t_{p0,2}^*$	$t_{p0,5}^*$	t_{p1}^*	t_u	A_u	Z_u
[-]	[-]	[h]			[%]		
ZSV01	ZK_04_BR6.E	1044	3906	4968	5641	6,7	15
ZSV02	Zk_13_BR4	198	882	1218	1398	7,4	20
ZSV03	Zk_13_BR4.E	2	372	696	800	7,2	17
ZSV04	Zk_20_BR1.E	-	25	204	268	6,0	14
ZSV05	Zk_13_BR4.A	-	-	1	67	7,5	19
ZSV06	Zk_13_BR5.A	-	-	-	20	8,6	18
ZSV07	Zk_13_LS4_5	1	288	696	765	3,4	2,8
ZSV08	Zk_13_LS6	-	-	47	178	5,6	9,5
ZSV09	Zk_12_BR6.A	5	14	19	25	15	51
ZSV10	Zk_13_BR6	6	30	46	69	20	65
ZSV11	Zk_13_BR6.A	37	150	222	307	17	60
ZSV12	Zk_13_BR6.E	138	594	834	1146	21	72
ZSV13	Zk_13_LS5	10	32	46	62	11	29
ZSV14	Zk_13_LS6	70	636	954	1285	20	57
ZSV15	Zk_SA_02_BR5.E	-	50	282	414	8,4	19
ZSV16	Zk_58_LS1	62	336	474	616	14	19
ZSV17	Zk_13_ÖR4.1	-	-	-	1	19	48
ZSV18	Zk_SA_03_BR6.A	4	17	26	40	23	66
ZSV19	Zk_20_BR3.A	18	153	225	295	15	48
ZSV20	Zk_SA_04_BR4.A	27	144	258	316	10	37
ZSV21	Zk_58_LS2	9	258	540	738	13	35
ZSV22	Zk_07_ÖR4.1	19	240	396	510	10	28
ZSV23	Zk_04_ÖR4.1	6	15	21	34	21	72
ZSV24	Zk_58_LS3	10	94	148	187	11	33

* bezogen auf die Kriechdehnung ε_f .

Die Versuchsparameter der statischen, zeitabhängigen Kriechversuche sind aus Tabelle A 2 zu entnehmen.

Tabelle A 16: Parameter für die phänomenologische Modellierung des zyklischen Fließverhaltens nach Ramberg-Osgood für den Werkstoff AlSi7MgCu0,5 T6 für verschiedene Temperaturen und Gefüge.

$$\varepsilon_{a,t} = \varepsilon_{a,e} + \varepsilon_{a,p} = \left[\left(\frac{\sigma_a}{E} \right) + \left(\frac{\sigma_a}{K'} \right)^{\frac{1}{n'}} \right] \cdot 100\% \quad [\%]$$

T		E	K'	n'
[°C]		[MPa]	[MPa]	[-]
RT	BR	72150	346	2,86E-02
	LS	71640	308	2,78E-02
140 °C	BR	67910	312	4,35E-02
	LS	66930	277	4,00E-02
250 °C	BR	61720	185	1,00E-01
	LS	61180	156	6,67E-02

Tabelle A 17: Parameter für die phänomenologische Modellierung der Dehnungswöhlerlinie nach Manson-Coffin für den Werkstoff AlSi7MgCu0,5 T6 für verschiedene Temperaturen und Gefüge.

$$\varepsilon_{a,t} = \varepsilon_{a,e} + \varepsilon_{a,p} = \left[\frac{\sigma'_f}{E} \cdot (2N)^b + \varepsilon'_f \cdot (2N)^c \right] \cdot 100\% \quad [\%]$$

T		σ'_f	b	ε'_f	c	E
[°C]		[MPa]	[-]	[-]	[-]	[MPa]
RT	BR	1055	-7,25E-02	1,45E-01	-6,12E-01	72150
	LS	702	-4,11E-02	2,12E-01	-7,02E-01	71640
140 °C	BR	854	-8,00E-02	2,04 E-01	-5,67E-01	67910
	LS	551	-4,73E-2	2,80 E-01	-6,89E-02	66930
250 °C	BR	446	-8,77E-02	2,88 E-01	-4,81E-01	61720
	LS	313	-5,74E-02	4,73 E-01	-6,22E-01	61180
	HÖB	437	-8,44E-02	3,74 E-02	-3,15E-01	61450

Tabelle A 18: Werkstoffkennwerte des zyklischen, zeitabhängigen LCF-Ermüdungsverhaltens für den Zylinderkopfwerkstoff AlSi7MgCu0,5 T6.

Ldf. Nr. [-]	Rohling [-]	N _{A5} [-]	Ldf. Nr. [-]	Rohling [-]	N _{A5} [-]
LCF01	Zk_49_BR3.E	242	LCF17	Zk_17_BR6.A	7051
LCF02	Zk_28_BR6.A	1409	LCF18	Zk_17_LS4	455
LCF03	Zk_39_BR1.E	10246	LCF19	Zk_17_LS6	728
LCF04	Zk_28_LS4	103	LCF20	Zk_39_LS1_2	838
LCF05	Zk_28_LS6	506	LCF21	Zk_39_LS1	1295
LCF06	Zk_07_LS4	8367	LCF22	Zk_07_LS6	1399
LCF07	Zk_28_BR4	395	LCF23	Zk_17_HÖB4_5.A	116
LCF08	Zk_28_BR4.E	1271	LCF24	Zk_49_HÖB1_2.A	142
LCF09	Zk_28_BR5.E	16965	LCF25	Zk_13_HÖB4_5.E	126
LCF10	Zk_04_LS4	152	LCF26	Zk_13_HÖB5_6.A	113
LCF11	Zk_04_LS4_5	373	LCF27	Zk_17_HÖB5_6.A	224
LCF12	Zk_04_LS6	5595	LCF28	Zk_04_HÖB5_6.E	714
LCF13	Zk_08_LS6	4703	LCF29	Zk_39_HÖB1_2.A	1082
LCF14	Zk_17_BR4	958	LCF30	Zk_39_HÖB2_3.E	2788
LCF15	Zk_17_BR4.E	1408	LCF31	Zk_04_HÖB4_5.E	1949
LCF16	Zk_17_BR5.E	3869			

Die Versuchsparameter der zyklischen, zeitabhängigen LCF-Ermüdungsversuche sind aus Tabelle A 3 zu entnehmen.

Tabelle A 19: Identifizierte Verformungsparameter des Chaboche-Modells für das Brennraumgefüge in Abhängigkeit der Temperatur für den Werkstoff AlSi7MgCu0,5 T6.

Modellparameter		Beschreibung	BR-Gefüge		
			RT	140 °C	250 °C
E	[MPa]	Elastizitätsmodul	74.500	70.000	65.500
v	[-]	Querkontraktionszahl	0,35	0,35	0,35
k₀	[MPa]	isotr. Verf., Fließgrenze	60	1,09	0,00
r₀	[-]	isotr. Verf., Dehnungsvariable	0,00	0,00	0,00
γ	[MPa]	isotr. Verf., Erzeugung	0,00	0,00	0,00
β	[-]	isotr. Verf., Begrenzung	0,00	0,00	0,00
π	[s ⁻¹]	isotr. Verf., Erholung	0,00	0,00	0,00
ω	[-]	isotr. Verf., Erholungsexponent	1,00	1,00	1,00
c	[MPa]	kinem. Verf., Erzeugung	76.500	70.000	67.200
b	[-]	kinem. Verf., Begrenzung	585	600	1.920
p	[s ⁻¹]	kinem. Verf., statische Erholung	1E-20	1E-8,88	1E-5,77
w	[-]	kinem. Verf., Erholungsexponent	1,00	1,00	1,00
η	[MPa ^m s ⁻¹]	Viskosität	1E+5,00	1E+10,8	1E+11,6
m	[-]	Viskositätsexponent	0,233	0,449	2,55
a	[MPa ^{-d}]	Spannungskoeffizient	2,13E-4	4,13E-4	1,65E-3
d	[-]	Spannungsexponent	3,25	2,43	1,89
B₁	[-]	Ver-/Entfestigungsparameter	0,60	0,80	2,20
B₂	[-]	Ver-/Entfestigungsparameter	1,50	2,00	2,00
n	[-]	Parameter der Funktion g	1,00	1,00	1,00

Tabelle A 20: Identifizierte Schädigungsparameter des Chaboche-Modells für das Brennraumgefüge in Abhängigkeit der Temperatur für den Werkstoff AlSi7MgCu0,5 T6.

Modellparameter		Beschreibung	BR-Gefüge		
			RT	140 °C	250 °C
a_t	[-]	Mehrachsigkeitsparameter	1,00	1,00	1,00
A_t	[MPa s ^{1/kt}]	Schädigung (Kriechen)	800	820	910
k_t	[-]	Schädigung (Kriechen)	60	12,9	5,82
r_t	[-]	Schädigung (Kriechen)	0,010	0,211	0,499
A_A	[-]	Schädigung (Ermüdung)	600	500	125

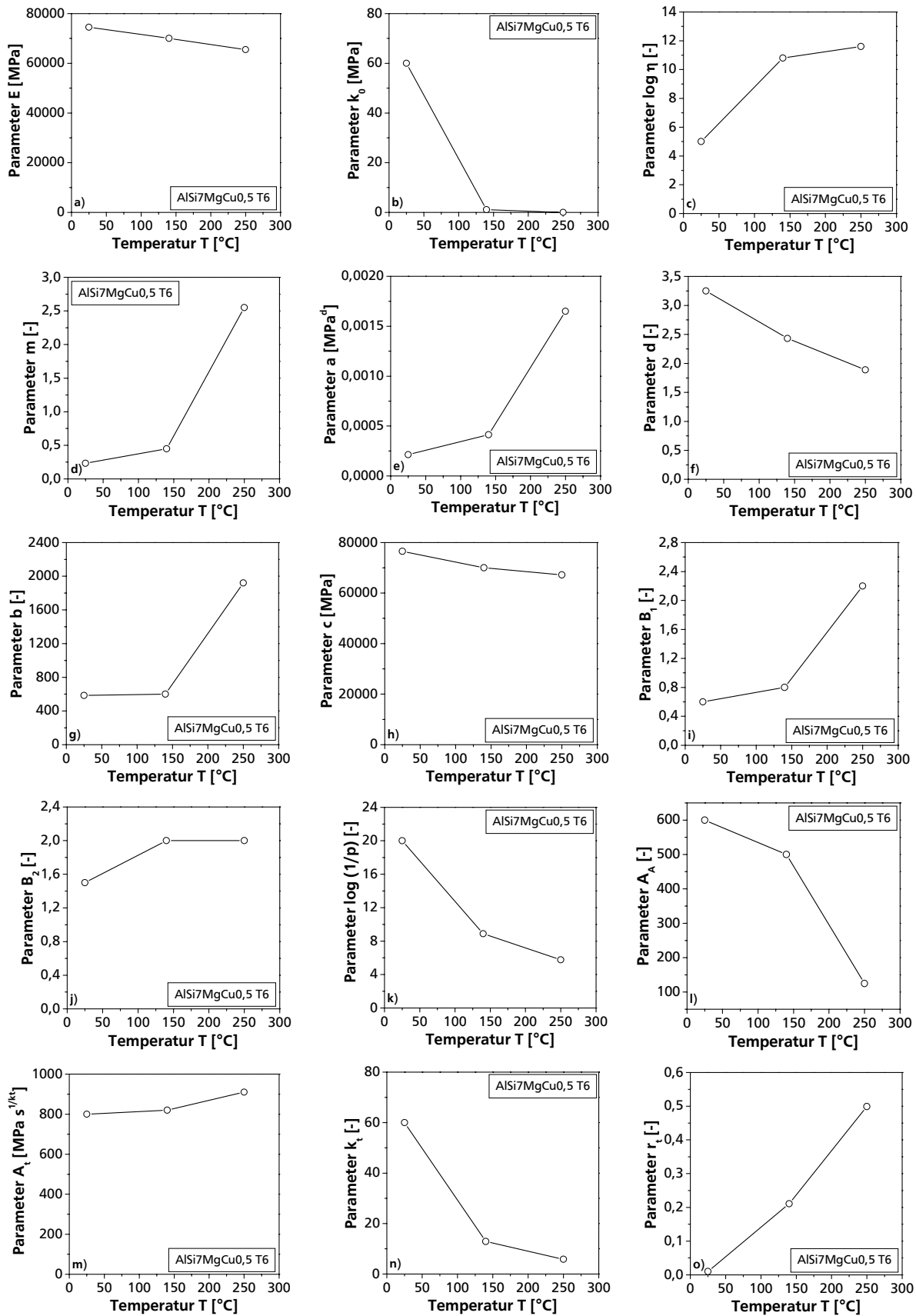


Bild A 1: Verformungs- und Schädigungsparameter des Chaboche-Modells in Abhängigkeit der Temperatur für den AlSi7MgCu0,5 T6-Zylinderkopfwerkstoff.

Anhang B Studien- und Diplomarbeiten

Im Rahmen dieser Arbeit entstanden folgende Studien- und Diplomarbeiten:

Asbai, Khadija: Konstitutive Werkstoffbeschreibung einer AlSi_x -Legierung für mechanisch und thermisch hoch belastete Bauteile. Diplomarbeit, Technische Universität Darmstadt, Fachbereich für Werkstoffkunde, 2009.

Amini, Hossein: Konstitutive Werkstoffbeschreibung einer $\text{AlSi7MgCu}_{0,5}$ -Legierung für mechanisch und thermisch hoch belastete Bauteile. Studienarbeit, Technische Universität Darmstadt, Fachbereich für Werkstoffkunde, 2011.

In beiden Fällen liegt die Einverständniserklärung zur Nutzung des Urheberrechts zu wissenschaftlichen Zwecken an die TU Darmstadt vor.

Lebenslauf

2001 - 2007	Technische Universität Darmstadt Studiengang Allgemeiner Maschinenbau
2007	Abschluss: Diplom
seit 2007	Zentrum für Konstruktionswerkstoffe, IfW und MPA Darmstadt Wissenschaftlicher Mitarbeiter